

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ НАУКИ  
ИНСТИТУТ МАШИНОВЕДЕНИЯ имени Э.С. Горкунова  
УРАЛЬСКОГО ОТДЕЛЕНИЯ РОССИЙСКОЙ АКАДЕМИИ НАУК  
(ИМАШ УрО РАН)

На правах рукописи

**САВРАЙ Роман Анатольевич**

**АНАЛИЗ УСТАЛОСТНОЙ И КОНТАКТНО-УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТИ  
ПОВЕРХНОСТНО УПРОЧНЕННЫХ СТАЛЕЙ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ  
ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ ПОКРЫТИЙ**

2.6.17 – Материаловедение

Диссертация на соискание ученой степени  
доктора технических наук

Научный консультант, д.т.н., член-корр. РАН

Макаров Алексей Викторович

Екатеринбург – 2024

## ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ .....	5
<b>1 АНАЛИЗ УСТАЛОСТНОЙ И КОНТАКТНО-УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТИ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ ПЕРЛИТНОЙ СТАЛИ У10.....</b>	<b>15</b>
1.1 Материал и методика эксперимента .....	21
1.2 Структура и механические свойства стали У10 с различной морфологией перлита..	27
1.2.1 Морфологические особенности перлитных структур в стали У10 .....	27
1.2.2 Влияние типа перлитной структуры на особенности деформирования и разрушения стали У10 при статическом растяжении .....	29
1.2.3 Влияние типа перлитной структуры на особенности деформирования и разрушения стали У10 при циклическом растяжении .....	38
1.3 Оценка усталостной деградации стали У10 с помощью магнитного метода .....	49
1.4 Структура и механические свойства стали У10 с упрочненным поверхностным слоем, сформированным с помощью фрикционной обработки.....	52
1.4.1 Микроструктура, шероховатость поверхности, остаточные напряжения, микротвердость и микромеханические характеристики стали У10, подвергнутой фрикционной обработке.....	52
1.4.2 Влияние упрочненного поверхностного слоя на особенности деформирования и разрушения стали У10 при статическом растяжении и контактно-усталостном нагружении.....	61
1.5 Выводы к главе 1 .....	70
<b>2 АНАЛИЗ УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТИ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ ФЕРРИТО- ПЕРЛИТНОЙ СТАЛИ 20</b>	<b>72</b>
2.1 Материал и методика эксперимента .....	74
2.2 Структура и механические свойства стали 20 с упрочненным поверхностным слоем, сформированным с помощью фрикционной обработки.....	77
2.2.1 Микроструктура, шероховатость поверхности, микротвердость и микромеханические характеристики стали 20, подвергнутой фрикционной обработке..	77
2.2.2 Влияние упрочненного поверхностного слоя на особенности деформирования и разрушения стали 20 при статическом и циклическом растяжении.....	84
2.3 Выводы к главе 2 .....	94

3 АНАЛИЗ УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТИ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ 50 С МАРТЕНСИТНОЙ СТРУКТУРОЙ .....	95
3.1 Материал и методика эксперимента .....	97
3.2 Структура и механические свойства стали 50 с упрочненным поверхностным слоем, сформированным с помощью комбинированной деформационно-термической обработки .....	101
3.2.1 Выбор режима комбинированной деформационно-термической обработки стали 50 .....	101
3.2.2 Микроструктура, шероховатость поверхности, микротвердость и микромеханические характеристики стали 50, подвергнутой комбинированной деформационно-термической обработке .....	104
3.2.3 Влияние упрочненного поверхностного слоя на особенности деформирования и разрушения стали 50 при статическом и циклическом растяжении .....	109
3.3 Выводы к главе 3 .....	121
4 АНАЛИЗ КОНТАКТНО-УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТИ МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ AISI 321 (12X18N9T) .....	122
4.1 Материал и методика эксперимента .....	126
4.2 Структура и механические свойства горячекатаной стали AISI 321 .....	134
4.2.1 Особенности структуры и фазового состава горячекатаной стали AISI 321 .....	134
4.2.2 Особенности деформирования и разрушения горячекатаной стали AISI 321 при контактно-усталостном нагружении .....	134
4.3 Структура и механические свойства стали AISI 321 с упрочненным поверхностным слоем, сформированным с помощью фрикционной обработки .....	148
4.3.1 Микроструктура, фазовый состав, шероховатость поверхности, остаточные напряжения, микротвердость и микромеханические характеристики стали AISI 321, подвергнутой фрикционной обработке .....	148
4.3.2 Влияние упрочненного поверхностного слоя на особенности деформирования и разрушения стали AISI 321 при контактно-усталостном нагружении .....	157
4.4 Структура и свойства стали AISI 321 с упрочненным поверхностным слоем, сформированным с помощью жидкостной цементации при пониженной температуре ..	167
4.4.1 Микроструктура, фазовый состав и шероховатость поверхности стали AISI 321, подвергнутой жидкостной цементации при пониженной температуре .....	167
4.4.2 Микротвердость и микромеханические характеристики стали AISI 321, подвергнутой жидкостной цементации при пониженной температуре .....	177

4.4.3 Коррозионная стойкость стали AISI 321, подвергнутой жидкостной цементации при пониженной температуре .....	179
4.5 Выводы к главе 4 .....	183
5 АНАЛИЗ КОНТАКТНО-УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТИ НАПЛАВЛЕННЫХ ЛАЗЕРОМ ПОКРЫТИЙ ИЗ СПЛАВОВ НА ХРОМОНИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ .....	185
5.1 Материал и методика эксперимента .....	188
5.2 Структура и механические свойства наплавленных лазером NiCrBSi покрытий с различным содержанием легирующих элементов и добавками высокопрочных карбидов .....	191
5.2.1 Микроструктура, фазовый состав и микротвердость NiCrBSi покрытий различного состава после лазерной наплавки.....	191
5.2.2 Влияние морфологии структуры на особенности деформирования и разрушения наплавленных лазером NiCrBSi покрытий различного состава при контактно-усталостном нагружении.....	199
5.3 Структура и механические свойства наплавленного лазером CoNiCrW покрытия....	207
5.3.1 Микроструктура, фазовый состав и микротвердость CoNiCrW покрытия после лазерной наплавки.....	207
5.3.2 Влияние морфологии структуры на особенности деформирования и разрушения наплавленного лазером CoNiCrW покрытия при контактно-усталостном нагружении .....	210
5.4 Оценка контактной выносливости наплавленных лазером NiCrBSi и CoNiCrW покрытий с помощью метода микроиндентирования.....	214
5.5 Обобщение и анализ результатов микроиндентирования для исследуемых материалов .....	220
5.6 Выводы к главе 5 .....	221
ЗАКЛЮЧЕНИЕ .....	223
СПИСОК ПУБЛИКАЦИЙ АВТОРА ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ.....	225
СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ.....	233
ПРИЛОЖЕНИЕ 1 .....	278
ПРИЛОЖЕНИЕ 2 .....	279
ПРИЛОЖЕНИЕ 3 .....	280

## ВВЕДЕНИЕ

**Актуальность работы.** Задача повышения прочности металлов и сплавов находится в ряду наиболее актуальных проблем в современном материаловедении [1–3]. Развитие техники и технологий показало, что стандартные механические характеристики (такие как предел текучести и временное сопротивление разрыву) недостаточно полно отражают прочность материала в условиях эксплуатации. Это обусловило необходимость изучения прочности материала при его работе в конструкции, то есть, с учетом разнообразных конструктивных, технологических и эксплуатационных факторов. В этом случае используются данные, получаемые в ходе специально поставленных экспериментов и в процессе эксплуатации [4]. Соответственно, комплекс характеристик, обеспечивающих надежную и длительную работу материала в условиях эксплуатации, называется конструкционной прочностью. Надежность (свойство материала противостоять внезапному или хрупкому разрушению) определяется такими характеристиками, как статическая прочность, пластичность, ударная вязкость, трещиностойкость. Долговечность (свойство материала сопротивляться развитию постепенного разрушения) определяется такими характеристиками, как усталостная прочность, контактная прочность, сопротивление коррозии, износостойкость, жаростойкость, радиационная стойкость и другие [5].

Долговечность деталей во многом определяется состоянием поверхностного слоя. Поэтому обеспечение высокого качества поверхностей деталей машин технологическими способами с применением новых финишных методов обработки является одной из актуальных задач современного машиностроительного производства [6]. Существуют различные методы финишных обработок, среди которых достаточно широкое распространение получили методы поверхностного пластического деформирования (ППД), а также создание функциональных покрытий. Повышение комплекса механических свойств металлических материалов с помощью ППД, как правило, достигается за счет сглаживания микронеровностей, упрочнения поверхностных слоев, создания в них благоприятных остаточных напряжений сжатия, а также перевода их структуры в субмикро- и нанокристаллическое состояние. По способу воздействия на обрабатываемую поверхность в соответствии с ГОСТ 18296-72 методы ППД подразделяют на две большие группы: статические и ударные методы. Выбор метода ППД производится исходя из необходимости достижения наилучшего качества, пригодности для обрабатываемых материалов и с учетом конкретных технологических условий [7].

Разрушение деталей и элементов конструкций вследствие усталости металла считается одним из самых опасных [8], поэтому задачу повышения конструкционной прочности нельзя рассматривать в отрыве от такого явления, как усталость. Остаточный ресурс металла при этом определяется возникающими при циклических нагрузках процессами накопления усталостной

деградации, приводящими, в конечном итоге, к возникновению, развитию и распространению усталостных трещин. Увеличение ресурса элементов конструкций, подвергающихся в процессе эксплуатации воздействию циклических нагрузок, приводит к необходимости исследований сопротивления усталости металлических материалов на больших базах нагружения ( $10^8$  циклов и более) с учетом влияния конструктивных и эксплуатационных факторов [9–14]. Важно подчеркнуть, что работоспособность многих деталей машин и механизмов определяет контактно-усталостная прочность, поскольку передача нагрузок между различными деталями происходит по площадкам контакта. Контактно-усталостные, в том числе ударные нагрузки возникают в различных машинах ударного действия (прессы, молоты, дробилки и др.), в контакте «колесо – рельс», подшипниках качения, зубчатых колесах, муфтах и других передаточных механизмах. Отметим, что в случае передаточных механизмов, удары также могут возникать при переключении передач. Пульсирующий контакт часто возникает вследствие неточностей изготовления и увеличенными зазорами в сопряжениях, что может приводить к накоплению большого числа циклов за сравнительно короткое время, например, в условиях воздействия вибрации. В этой связи изучение контактного разрушения в области гигациклового усталости имеет большое научное и практическое значение, в частности, для длительно эксплуатируемого железнодорожного транспорта. При этом контактное нагружение по схеме пульсирующего контакта может быть эффективным для оценки контактной выносливости покрытий и поверхностно упрочненных материалов, поскольку при таком нагружении зарождение трещин начинается с поверхности (в отличие от схемы качения, когда зарождение трещин может протекать и в подповерхностных слоях) [15]. Оценка циклической прочности материалов при гигацикловом контактно-усталостном нагружении также обычно проводится по схеме качения [16], и в научной литературе практически отсутствуют сведения о результатах испытаний на контактную гигацикловую усталость по схеме пульсирующего контакта.

При поверхностном упрочнении материалов важной задачей является оценка прочности, пластичности и способности поверхностного слоя выдерживать контактные нагрузки и сопротивляться разрушению. Значительное отличие структуры и свойств поверхностного слоя от основного материала, а также во многих случаях небольшая толщина упрочненного слоя, обуславливают необходимость исследования и аттестации поверхности непосредственно на микро и наномасштабных уровнях. Таким образом, для контроля свойств покрытий, модифицированных поверхностных слоев, порошковых и композиционных материалов требуется локальный способ нагружения, который может быть реализован при индентировании. Кроме того, одной из проблем прогнозирования свойств материалов является эмпирический характер получаемых результатов, которые не всегда могут быть однозначно

экстраполируемыми на другие материалы и условия эксплуатации. Возможным решением данной проблемы является поиск некоторых обобщенных параметров разрушения, позволяющих сравнивать материалы разных классов и прогнозировать их свойства при определенных силовых воздействиях. В частности, с использованием характеристик, измеряемых непосредственно при индентировании, в последнее время определяют параметры, по которым оценивают способность поверхностных слоев различных материалов выдерживать эксплуатационные нагрузки без разрушения [17–25]. Применимость данного подхода к материалам с упрочненной поверхностью и в различных условиях нагружения требует дальнейшего исследования. Для рассмотрения влияния на сопротивление усталостному разрушению различных упрочняющих поверхностных обработок также необходима разработка современных неразрушающих методов контроля усталостной деградации. В этой связи перспективным считается применение магнитного и вихретокового методов.

**Степень разработанности темы.** В научной литературе имеется большое количество данных о структуре и свойствах поверхностно упрочненных сталей и функциональных хромоникелевых покрытий. Тем не менее, представленные данные об усталостных свойствах таких материалов весьма ограничены и зачастую носят противоречивый характер. При этом недостаточно рассмотрено влияние на усталостные свойства возможных изменений структурно-фазового состояния при циклическом нагружении. Кроме того, повышение одних характеристик, например, износостойкости, может приводить к ухудшению усталостной прочности. Например, повышение твердости и износостойкости хромоникелевых покрытий может быть достигнуто за счет создания на их основе композиционных покрытий путем введения в состав порошков различных добавок, в частности, высокопрочных карбидов титана, хрома, вольфрама. Однако добавки высокопрочных карбидов могут ухудшать контактную выносливость композиционных покрытий, что не было в достаточной степени исследовано. Неоднозначные результаты различных работ свидетельствуют о необходимости проведения дополнительных комплексных исследований и более детального анализа основных факторов, влияющих на усталостную и контактно-усталостную прочность таких материалов в широком диапазоне циклов нагружения (вплоть до  $10^9$  циклов). Важно также подчеркнуть, что ранее не проводили изучение поведения материалов при гигацикловом контактно-усталостном нагружении по схеме пульсирующего ударного контакта. Нагружение по схеме пульсирующего контакта (особенно ударного) оказывает более интенсивное силовое воздействие на поверхность материала, чем широко распространенное нагружение по схеме качения.

Таким образом, **объект исследования** – конструкционная прочность металлических материалов, а **предмет исследования** – усталостная и контактно-усталостная прочность поверхностно упрочненных сталей и функциональных хромоникелевых покрытий.

Представленная диссертационная работа направлена на решение важной научной и прикладной проблемы – обеспечение высокой усталостной и контактно-усталостной прочности изделий после финишных поверхностных обработок, а также предлагает новые методы испытаний на контактную усталость.

**Целью диссертационной работы** явилось отыскание путей повышения усталостной и контактно-усталостной прочности поверхностно упрочненных сталей и функциональных хромоникелевых покрытий на основе изучения структурных факторов, определяющих характеристики прочности и сопротивление разрушению при различных видах циклического нагружения.

В качестве **исследуемых материалов** были использованы углеродистые стали 20, 50 и У10, метастабильная аустенитная сталь AISI 321 (аналог 12X18H9T) и наплавленные лазером покрытия из сплавов на хромоникелевой основе (ПГ-CP2, ПГ-CP2 – 15% TiC, ПГ-CP2 – 25% TiC, ПГ-CP2 – 15% Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>, ПГ-10Н-01, ПГ-10К-01). Выбор материалов обусловлен их широким использованием в промышленности и принадлежностью к разным структурным классам, что также позволяет рассматривать их в качестве модельных материалов.

Для достижения поставленной цели в работе решались следующие **задачи**:

1. Разработать новую методику испытаний на контактную гигацикловую усталость по схеме пульсирующего ударного контакта «плоскость-плоскость» с ультразвуковой частотой нагружения для проведения испытаний в условиях интенсивного силового воздействия на поверхность материала.

2. Установить закономерности деформирования и разрушения исследуемых материалов при усталостном и контактно усталостном нагружении (мало- и многоцикловом усталостном нагружении по схеме отнулевого знакопостоянного растяжения, многоцикловом контактно-усталостном нагружении по схеме пульсирующего неударного контакта «шар-плоскость» и гигацикловом контактно-усталостном нагружении по схеме пульсирующего ударного контакта «плоскость-плоскость»).

3. На основе установленных закономерностей выявить основные факторы, влияющие на сопротивление разрушению исследуемых материалов при различных видах циклического нагружения.

4. Показать возможности применения метода микроиндентирования, магнитного и вихретокового методов для оценки контактной выносливости и усталостной деградации исследуемых материалов.

**Научная новизна.**

1. Выявлено подобие структурных изменений (фрагментация, дробление, растворение и сфероидизация цементита) в перлитной стали У10 при циклическом растяжении в области

многоциклового усталости и в условиях длительного контактного циклического нагружения на значительном удалении от зоны контакта, которые вносят дополнительный вклад в релаксацию напряжений, приводящих к появлению и росту разрушающей трещины, что способствует повышению усталостной прочности.

2. Установлено, что упрочненный слой, сформированный с помощью поверхностной деформационной (фрикционной) обработки, сохраняет запас пластичности и способствует более однородному пластическому течению поверхностно упрочненных сталей 20 и 50, соответственно, с феррито-перлитной и мартенситной структурами, при статическом и циклическом растяжении, что препятствует локализации деформации и оказывает положительное влияние на усталостную прочность.

3. Показано, что упрочненный слой, сформированный с помощью поверхностной деформационной (фрикционной) обработки, способствует повышению контактной выносливости в области много- и гигацикловой усталости перлитной стали У10 и метастабильной аустенитной стали AISI 321 (12X18H9T), когда контактные повреждения сосредоточены в тонком поверхностном слое с сильно диспергированной структурой, высокой твердостью и остаточными сжимающими напряжениями.

4. Установлен дислокационный механизм изменения модуля упругости сталей, подвергнутых поверхностной упрочняющей фрикционной обработке, который заключается в способности подвижных дислокаций создавать дополнительную упругую деформацию и снижать модуль упругости, что положительно влияет на контактную выносливость.

5. Установлена последовательность процесса усталостной деградации наплавленных лазером хромоникелевых покрытий при контактно-усталостном нагружении, которая заключается в формировании первоначального пятна контакта с последующим чередованием этапов роста трещин и когезионного скалывания покрытия по краю пятна контакта.

6. Выявлено наличие корреляции между параметрами, определяемыми при микроиндентировании (однократное нагружение), и размером контактных повреждений при контактно-усталостном нагружении, а наиболее информативным параметром является степенное отношение твердости вдавливания к контактному модулю упругости  $H_{IT}^3/E^{*2}$ , которое характеризует сопротивление развитию пластической деформации.

#### **Положения, выносимые на защиту.**

1. Подобие структурных изменений в перлитных сталях при различных видах циклического нагружения и их роль в повышении усталостной прочности.

2. Положительное влияние упрочненного слоя, сформированного с помощью поверхностной деформационной (фрикционной) обработки, на усталостную прочность

конструкционных сталей с феррито-перлитной и мартенситной структурами при циклическом растяжении.

3. Способность упрочненного слоя, сформированного с помощью поверхностной деформационной (фрикционной) обработки, повышать контактную выносливость перлитных и аустенитных сталей в области много- и гигациклового усталости.

4. Дислокационный механизм изменения модуля упругости сталей, подвергнутых поверхностной упрочняющей фрикционной обработке, и влияние величины модуля упругости на контактно-усталостную прочность.

5. Последовательность процесса усталостной деградации наплавленных лазером хромоникелевых покрытий при контактно-усталостном нагружении.

6. Связь параметров микроиндентирования с контактной выносливостью поверхностно упрочненных сталей и наплавленных лазером хромоникелевых покрытий при контактно-усталостном нагружении.

#### **Теоретическая и практическая значимость работы.**

Предложен теоретически обоснованный подход для оценки контактно-усталостной прочности без проведения длительных испытаний с использованием метода микроиндентирования (однократное нагружение).

Разработана новая методика, которая позволяет проводить испытания на контактную гигацикловую усталость по схеме пульсирующего ударного контакта «плоскость-плоскость» с ультразвуковой частотой нагружения. Обоснована возможность использования величины микротвердости поверхности и глубины контактных повреждений, измеренных в зоне пятен контакта, для количественной оценки степени усталостной деградации.

Результаты исследования усталостной и контактно-усталостной прочности поверхностно упрочненных сталей и функциональных хромоникелевых покрытий являются научной основой для разработки способов деформационных, химико-термических и комбинированных обработок деталей машин, а также для проведения механических испытаний с целью оценки усталостной долговечности и структурных изменений при эксплуатации.

В частности, результаты работы по исследованию контактной выносливости аустенитной нержавеющей стали нашли практическое применение при усовершенствовании технологии наноструктурирующего выглаживания, обеспечивающей высокую твердость и низкую шероховатость поверхности обрабатываемых изделий, работающих в условиях повышенных контактных нагрузок. Данная технология была использована для изготовления деталей запорных органов клиновых задвижек (с условным проходом от 15 до 250 мм и рабочим давлением от 16 до 250 МПа) и обратных клапанов нефтепромыслового оборудования (с условным проходом от 50 до 400 мм и номинальным давлением от 1,6 до 25,0 МПа для

температуры среды от  $-196$  до  $+600$  °С). Изготовление деталей реализовано в условиях промышленного производства на ООО «Предприятие «Сенсор» (г. Курган), что подтверждено соответствующим актом. Ожидаемый годовой экономический эффект составляет не менее 1,5 млн. рублей.

Практическая значимость результатов работы также подтверждена актом ООО «Вездеходы «Бурлак» (г. Курган), в котором отмечена важность исследования влияния жидкостной цементации на структуру и свойства аустенитной нержавеющей стали, а также возможность практического применения полученных результатов при разработке технологических процессов изготовления ответственных деталей трансмиссии вездеходов.

Обоснована также возможность мониторинга магнитным и вихретоковым методами поверхностного трещинообразования в процессе усталостного нагружения объемно и поверхностно упрочненных сталей и контактно-усталостного нагружения функциональных хромоникелевых покрытий, что может быть использовано для разработки методик оценки степени усталостной деградации и остаточного ресурса изделий после финишных поверхностных обработок.

#### **Методология и методы диссертационного исследования.**

Методологической основой исследования послужили работы ведущих российских и зарубежных учёных А.В. Орлова, А.А. Батаева, Е.А. Шура, Н.А. Махутова, Л.Р. Ботвиной, Л.Е. Матохнюка, О.А. Плехова, О.Б. Наймарка, Р.С. Paris, С. Bathias, Y. Furuya, T. Palin-Luc, N.K. Arakere и других в области усталости и контактной усталости, в том числе гигацикловой.

В диссертационной работе были использованы следующие методы исследований, испытаний, и расчетов:

Оптическая микроскопия с применением микроскопа Neophot-21.

Сканирующая электронная микроскопия с применением микроскопов Tescan Vega II XMU, Tescan Mira 3 LMU, Tescan LYRA 3 GMU с системами рентгеновского энергодисперсионного микроанализа INCA ENERGY 450, INCA X-max 80, рентгеновского волнодисперсионного микроанализа INCA WAVE 700, анализа дифракции обратно-рассеянных электронов Advanced AZtec HKL, программным обеспечением Vega Software и пакетом программ двух- и трехмерного анализа изображений MeX, Alicona Imaging GmbH.

Просвечивающая электронная микроскопия с применением микроскопов JEOL JEM-200CX и JEOL JEM-2100.

Рентгеноструктурный анализ с применением рентгеновских дифрактометров Shimadzu XRD-7000 и ДРОН-3.

Оптическая профилометрия с применением профилометра Wyko NT-1100.

Измерение микротвердости (дюрометрический анализ) по методу Виккерса с применением микротвердомеров Leica VMHT AUTO, Wilson & Wolpert 402 MVD и Shimadzu HNV-G21DT.

Микроиндентирование с записью диаграммы нагружения с применением измерительной системы Fischerscope HM2000 XYm с индентором Виккерса и программным обеспечением WIN-HCU.

Измерение магнитных характеристик приставным датчиком с применением магнитометра Foerster Magnetoscop 1.069.

Измерение вихретоковых характеристик с применением лабораторного прибора.

Механические испытания на статическое и циклическое растяжение с применением сервогидравлической установки Instron 8801; на контактную многоцикловую усталость по схеме пульсирующего неударного контакта «шар-плоскость» с применением сервогидравлической установки Instron 8801 и специальной оснастки оригинальной конструкции; на контактную гигацкловую усталость с ультразвуковой частотой нагружения по схеме пульсирующего ударного контакта «плоскость-плоскость» с применением ультразвуковой установки Ил-4/1-2.0 и специальной оснастки оригинальной конструкции.

Испытания на общую коррозию с применением высокоточных лабораторных весов Demcom DA-65C для определения потерь массы.

Испытания на питтинговую коррозию с использованием потенциостата VoltaLab 10-PGZ100 и управляющего программного обеспечения VoltaMaster 4.

Расчет методом конечных элементов с применением программной среды Salome-Meca с решателем Code\_Aster.

**Достоверность и обоснованность** полученных в работе экспериментальных результатов, научных положений и выводов обеспечена большим объемом выполненных экспериментов, использованием проверенных и оригинальных методов испытаний материалов, современных методов структурного и фазового анализа, а также применением метода микроиндентирования, метода конечных элементов, магнитного и вихретокового методов для оценки усталостной и контактно-усталостной прочности исследуемых материалов. Результаты, полученные разными методами, взаимно дополняют друг друга и характеризуются хорошей воспроизводимостью.

**Апробация работы.** Основные результаты работы доложены на III Российской научно-технической конференции «Разрушение, контроль и диагностика материалов и конструкций», Екатеринбург, 2007; на IV Российской научно-технической конференции «Физические свойства металлов и сплавов», Екатеринбург, 2007; на 6-ой Международной конференции «Неразрушающий контроль и техническая диагностика в промышленности», Москва, 2007; на XVIII Петербургских чтениях по проблемам прочности и роста кристаллов, посвященных 100-

летию со дня рождения члена-корреспондента АН СССР профессора А.В.Степанова, Санкт-Петербург, 2008; на XVII Международной конференции «Физика прочности и пластичности материалов», Самара, 2009; на 5-ом Международном форуме (10-й Международной конференции молодых ученых и студентов) «Актуальные проблемы современной науки», Самара, 2010; на V, VI и VII Всероссийской конференции «Механика микронеоднородных материалов и разрушение», Екатеринбург, 2008, 2010, 2012; на XIX, XX и XXI Уральской школы металлургов-термистов «Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов», Екатеринбург, 2008, Пермь, 2010, Магнитогорск, 2012; на 47, 49 и 54 Международной конференции «Актуальные проблемы прочности», Нижний Новгород, 2008, Киев, 2010, Екатеринбург, 2013; на Международной конференции «Иерархически организованные системы живой и неживой природы», Томск, 2013; на XIII Международной конференции «Дислокационная структура и механические свойства металлов и сплавов (ДСМСМС-2014)», Екатеринбург, 2014; на IV, V и VIII Российской научно-технической конференции «(Механика), Ресурс и диагностика материалов и конструкций», Екатеринбург, 2009, 2011, 2014; на XX Менделеевском съезде по общей и прикладной химии, Екатеринбург, 2016; на VII-ой Евразийской научно-практической конференции «Прочность неоднородных структур (ПРОСТ-2016)», Москва, 2016; на Международной конференции “12<sup>th</sup> European Conference on Non-destructive Testing (ECNDT-2018)”, Швеция, Гетеборг, 2018; на Международной научной конференции «Современные материалы и передовые производственные технологии (СМПШТ-2019)», Санкт-Петербург, 2019; на XI Международной школе «Физическое материаловедение», Тольятти, 2023. на X, XI, XII, XIV, XVI, XVII и XVIII Международной конференции «Механика, ресурс и диагностика материалов и конструкций», Екатеринбург, 2016, 2017, 2018, 2020, 2022, 2023, 2024.

#### **Личный вклад автора.**

Выбор темы исследования, проведение анализа литературы по теме исследования, постановка цели и задач исследования. Разработка и практическая реализация методик испытаний на усталость и контактную усталость. Проведение базовых экспериментов, включающих механические испытания на статическое растяжение, усталость и контактную усталость, а также связанных с ними расчетов. Проведение или научно-методическое руководство проведением исследований макро и микроструктуры, химического и фазового состава, микротвердости, шероховатости поверхности, микромеханических характеристик, коррозионных свойств, магнитных и вихретоковых характеристик, а также обработка, анализ, интерпретация и обобщение полученных данных. Подготовка научных публикаций, заявок на изобретения и полезные модели, представление докладов, содержащих полученные результаты исследований.

**Публикации.** Основные результаты диссертации изложены в 50 публикациях, в том числе в 32 статьях в ведущих российских и зарубежных рецензируемых научных журналах, определенных ВАК РФ и Аттестационным советом УрФУ, а также защищены 5 патентами на изобретения и полезные модели. Перечень публикаций и патентов автора приведен отдельным списком [a1–a55] (Список публикаций автора по теме диссертации).

**Соответствие диссертации паспорту специальности.** Содержание диссертации соответствует пункту 5 «Установление закономерностей и критериев оценки разрушения металлических, неметаллических и композиционных материалов и функциональных покрытий от действия механических нагрузок и внешней среды», а также пункту 6 «Разработка и совершенствование методов исследования и контроля структуры, испытание и определение физико-механических и эксплуатационных свойств металлических, неметаллических и композиционных материалов и функциональных покрытий» Паспорта специальности 2.6.17. Материаловедение.

**Связь работы с научными программами и темами.** Работа выполнена в рамках государственного задания ИМАШ УрО РАН при поддержке проектов фундаментальных исследований Уральского отделения РАН, а также (под руководством автора) гранта РФФИ №15-08-06754 А «Разработка и использование нового метода контактного гигациклового усталостного нагружения с ультразвуковой частотой по схеме «плоскость-плоскость» для исследования усталостной деградации конструкционных металлических материалов», проекта молодых ученых и аспирантов УрО РАН №13-1-НП-183 «Исследование особенностей деформирования и разрушения высокоуглеродистой перлитной стали, подвергнутой дополнительному поверхностному упрочнению».

**Структура и объем диссертации.** Диссертация состоит из введения, пяти глав, заключения, списка публикаций автора по теме диссертации, списка использованной литературы и 3 приложений. Работа изложена на 280 страницах, включая 125 рисунков и 31 таблицу. Список использованной литературы содержит 414 наименований.

**Благодарности.** Автор выражает благодарность сотрудникам Института машиноведения УрО РАН к.т.н. И.Ю. Малыгиной, к.т.н. А.Л. Осинцевой, к.т.н. Н.Н. Соболевой, к.т.н. Н.А. Давыдовой, П.А. Скорыниной, Ю.М. Колобылину и Института физики металлов УрО РАН к.т.н. Л.Ю. Егоровой, к.т.н. Е.Г. Волковой, к.т.н. Л.Х. Когану за участие в экспериментальных исследованиях, подготовке публикаций и докладов.

## 1 АНАЛИЗ УСТАЛОСТНОЙ И КОНТАКТНО-УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТИ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ ПЕРЛИТНОЙ СТАЛИ У10

Несмотря на то, что в настоящее время разработано большое количество новых материалов, стали по-прежнему являются лидерами мирового производства, причем на долю углеродистых сталей приходится до 90 % всего объема [26]. Использование высокопрочных сталей в машиностроительных изделиях и конструкциях уменьшает их металлоемкость, что, в свою очередь, приводит к снижению стоимости их эксплуатации за счет пониженного расхода топлива и электроэнергии. Однако во многих случаях увеличение прочности само по себе может не обеспечить необходимую работоспособность изделия или конструкции в заданных условиях эксплуатации. Для этого необходим целый комплекс свойств, который определяется конкретными условиями работы и может включать в себя такие характеристики, как вязкость разрушения, усталостная прочность и другие [27, 28]. Таким образом, выявление резервов по повышению прочности и других эксплуатационно-важных характеристик сталей является важной задачей не только с научной точки зрения. Практическое использование таких резервов может дать значительный экономический эффект, поскольку может быть осуществлено их внедрение в массовое производство на существующем технологическом оборудовании с минимальными затратами. В частности, высокоуглеродистые стали с перлитной структурой до последнего времени вызывают повышенный интерес исследователей [29–37], поскольку не все резервы по повышению их прочности и других физико-механических характеристик выявлены и в полной мере используются на практике.

Для многих промышленных изделий ответственного назначения, таких как высокопрочная проволока, рельсы и колеса для подвижного состава железнодорожного транспорта, желательна структура тонкопластинчатого перлита, которая формируется в углеродистых сталях в условиях распада переохлажденного аустенита при наименьших температурах перлитного превращения [29]. В частности, в высокоуглеродистых сталях тонкопластинчатый перлит образуется при температурах, близких к минимальной температуре перлитного превращения (480-500 °С), и обладает повышенными уровнями прочности, твердости и износостойкости по сравнению с другими перлитными структурами (отожженный тонкопластинчатый перлит, сфероидизированный перлит, грубопластинчатый перлит) [29, 38–44]. Это открывает новые пути улучшения эксплуатационно важных свойств стальных изделий. Уникальная способность тонкопластинчатого перлита к интенсивной пластической деформации и упрочнению широко используется при производстве высокопрочной проволоки, когда в результате волочения патентованных заготовок из высокоуглеродистых сталей могут быть достигнуты рекордные значения прочности (4200-5200

МПа) [45–47]. Структура тонкопластинчатого перлита получается не только в результате регламентируемых операций термической обработки, таких как патентирование, которое заключается в изотермическом распаде аустенита в свинцовых или соляных ваннах при температуре 450-550 °С [48]. Подобная структура возникает в рельсовой стали типа 75Г при так называемой объемной закалке железнодорожных рельсов, что фактически является их ускоренным охлаждением в масле или эмульсиях, при котором превращение аустенита развивается при температурах 520-550 °С [29, 49].

Однако, вследствие термической неустойчивости, повышенные физико-механические свойства тонкопластинчатого перлита устраняются при нагреве [29]. Впервые разупрочнение при отпуске наблюдали у высокоуглеродистой (0,94 мас. % С) стали со структурой тонкопластинчатого перлита, полученной в результате изотермического превращения при температуре 480 °С и выдержке в течение 30 сек. При этом было установлено, что понижение твердости перлита на заданную величину происходит после выдержки при температурах 480, 650 и 705 °С, соответственно, через 22,2 ч, 40 и 10 сек [38]. В более поздних исследованиях эти результаты были подтверждены и дополнены новыми данными. Например, у патентированной заготовки из стали У7 и получаемой из нее проволоки, в результате отжига при температуре 650 °С в течение 5-10 мин наблюдали резкое снижение временного сопротивления разрыву  $\sigma_b$  [39] и условного предела текучести  $\sigma_{0,2}$  [40]. Кратковременный высокотемпературный (650 °С) отжиг сталей М74, У8, У9, У10 и У15 со структурой тонкопластинчатого перлита приводил к снижению не только твердости, но и сопротивления изнашиванию при абразивном воздействии и в условиях трения скольжения [41–44]. Таким образом, проведение высокотемпературного отжига различной продолжительности для стали со структурой тонкопластинчатого перлита представляет значительный научный интерес, связанный с изучением трансформации неравновесной перлитной структуры при нагреве и влияния последующего отжига на механические свойства и особенности разрушения сталей с перлитными структурами. Кроме того, данные исследования имеют несомненную практическую значимость, поскольку нагрев изделий со структурой тонкопластинчатого перлита может происходить при проведении различных технологических операций, например, при сварке, нанесении защитных покрытий [48, 50, 51], термической обработке [52, 53]. Нагрев также возможен в процессе эксплуатации изделий, например, фрикционный нагрев поверхностей канатов, железнодорожных рельсов и колес [54, 55], нагрев канатов мостовых литейных кранов в металлургическом производстве [56, 57].

В процессе эксплуатации изделия из высокоуглеродистых сталей со структурой тонкопластинчатого перлита могут подвергаться не только нагреву, но и значительным усталостным нагрузкам. Особенно это касается изделий, используемых на железнодорожном

транспорте. В результате действия в контакте «колесо – рельс» динамических сил, происходит трансформация исходной перлитной структуры стали, что ускоряет образование дефектов и последующее разрушение [58, 59]. Поэтому актуальной задачей является исследование возможных структурных изменений, протекающих в перлите различной морфологии при усталостном нагружении. Отметим, что при выявлении причин усталостного разрушения, наибольшее внимание, как правило, уделяют изучению особенностей дислокационной структуры материала [34, 60–65]. Однако в пластичных металлических материалах при циклическом нагружении могут протекать и другие структурные превращения [66, 67]. Дополнительной движущей силой таких превращений в изделиях из перлитных сталей может являться неравновесное состояние тонкопластинчатого перлита, который образуется в процессе изотермического распада при температуре 480-500 °С [29].

Как было отмечено выше, тонкопластинчатый перлит в углеродистых сталях обладает уникальной способностью выдерживать значительную пластическую деформацию, которая широко используется на практике при проведении объемных деформационных обработок, например, при производстве высокопрочной проволоки [58]. Тем не менее, особенности деформирования и разрушения поверхностно деформированных высокоуглеродистых перлитных сталей при различных видах механического воздействия еще недостаточно изучены. Применительно к углеродистым перлитным сталям, в литературе известны отдельные работы по влиянию деформирования кручением под высоким давлением на вязкость разрушения [68, 69], кручением под высоким давлением и в условиях трения скольжения на структуру и микротвердость высокоуглеродистых сталей с перлитными структурами [70]. Также рассмотрено влияние интенсивной пластической деформации методом равноканального углового прессования (РКУП) на структуру [71] и механические характеристики таких сталей [72, 73].

Среди методов поверхностного пластического деформирования, широкое распространение получили ультразвуковая ударная обработка (ultrasonic impact treatment) [74–78], ультразвуковая ударно-фрикционная обработка (ultrasonic impact-frictional treatment) [79], шоковая лазерная обработка (shock laser treatment) [80, 81], обработка падающими шарами (ball drop treatment) [82, 83] дробеструйная обработка и ее разновидности (shot peening – SP, ultrasonic shot peening – USSP, high-energy shot peening – HESP) [84–92], фрикционная обработка (frictional treatment) [93–100], обкатка (deep rolling) [80, 101], ударная обработка шариками в вакууме (surface mechanical attrition treatment – SMAT) [102–113]. Для поверхностного упрочнения стали У10 со структурой тонкопластинчатого перлита была выбрана фрикционная обработка скользящим индентором, которая является эффективным способом формирования градиентного упрочненного слоя на поверхности металлических материалов [93, 96, 97, 99, 100,

114–116]. К основным научно-технологическим аспектам фрикционной обработки относятся: 1) негомогенная деформация сдвигом с наличием резкого градиента [114, 117]. Именно сдвиговая компонента деформации вносит определяющий вклад в накопление пластической деформации (и соответственно в деформационное упрочнение металла) при контактом фрикционном воздействии [118]; 2) обоснованный выбор материала индентора, который должен исключать адгезионное схватывание и разрушение поверхности, обеспечивая при этом достаточно высокий коэффициент трения для накопления деформации [114]. В качестве материала индентора могут быть использованы такие сверхтвердые материалы, как твердый сплав, природный и синтетический алмаз, плотный нитрид бора [119]; 3) использование безокислительной среды обработки (например, инертных газов), которая обеспечивает накопление максимальных степеней пластической деформации в возможно более толстом поверхностном слое [114]. Деформационная поверхностная обработка в окислительной среде воздуха может приводить к шелушению и отслаиванию упрочненного слоя [120]. Это обусловлено охрупчиванием поверхностных слоев из-за механохимического взаимодействия металла с кислородом воздуха. Кроме того, важными параметрами фрикционной обработки также являются нормальная нагрузка на индентор и кратность деформирующего воздействия индентора на обрабатываемую поверхность [114, 121].

Изучение возможностей неразрушающего контроля структурного состояния, прочностных и пластических свойств перлитных сталей, также представляет значительный научный и практический интерес. Наблюдаемый при снижении температуры перлитного превращения рост прочности высокоуглеродистых сталей обычно связывают с уменьшением межпластинчатого расстояния в перлитной структуре [122]. Дисперсность пластинчатого перлита можно оценивать и контролировать по величине коэрцитивной силы, измеренной на предельной петле магнитного гистерезиса [42, 43, 123, 124]. Слои (пластины) цементита усиливают закрепление доменных стенок по мере роста толщины этих слоев и уменьшения расстояния между ними, а вероятность формирования замыкающих доменов на поверхностях раздела между ферритом и цементитом возрастет с увеличением толщины цементитных пластин [125]. Однако при уменьшении температуры изотермического распада переохлажденного аустенита наряду с измельчением феррито-карбидной смеси происходят изменения в тонкой структуре ферритной и цементитной составляющих, а также в уровне внутренних напряжений перлитной структуры, в частности, повышаются уровни твердорастворного упрочнения, дефектности цементита и микроискажений кристаллической решетки  $\alpha$ -фазы [29, 39, 40, 43]. При этом по микроискажениям кристаллической решетки  $\alpha$ -фазы можно судить о внутренних напряжениях 2-го рода [126]. Микронапряжения, возникающие вблизи включений, оказывают большое влияние на процессы намагничивания и

перемагничивания реальных трехосных ферромагнетиков, для которых необходимо учитывать не только магнитостатическую, но и магнитоупругую энергию [127].

В работах [42, 43] была показана возможность оценки твердости, износостойкости при абразивном воздействии и трении скольжения, ударной вязкости и внутренних напряжений ряда высокоуглеродистых сталей с исходной структурой тонкопластинчатого перлита, отожженных при 650 °С в течение 2-600 мин, с использованием магнитных и электрических характеристик, результатов вихретоковых измерений и параметров электромагнитно-акустического преобразования. В работе [124] изучалось влияние двухчасового отпуска в диапазоне температур 300-660 °С на свойства материала рельса Р-65 (0,76 % С, 0,86 % Мn; 0,05 % V; 0,008 % Ti), имевшего после закалки в масле в термоотделении рельсобалочного цеха структуру тонкопластинчатой феррито-карбидной смеси. Установлено, что если в интервалах температур 350-500 °С и 600-660 °С наблюдается согласованное изменение коэрцитивной силы и твердости, то в диапазоне температур отпуска 500-600 °С твердость снижается при практически неизменной коэрцитивной силе. Более существенное снижение в интервале температур отпуска 500-600 °С твердости по сравнению с коэрцитивной силой рельсовой стали М75 различного плавочного состава, подвергнутой изотермической закалке при 500 °С, отмечалось и ранее в работе [128]. В исследованиях [129, 130] при отпуске в течение 2,0-2,5 час образцов рельсовой стали М74 со структурой сорбита закалки различной дисперсности в интервале температур 400-500 °С наблюдали повышение твердости, прочностных свойств при испытаниях на растяжение, коэрцитивной силы и релаксационной намагниченности, а также локальный минимум пластических свойств. Такое аномальное упрочнение и рост магнитных характеристик стали было предположительно объяснено изменениями искажений 2-го рода кристаллической решетки  $\alpha$ -фазы, а именно, усилением роли когерентных и дисперсионных искажений, связанных с карбидными превращениями при отпуске [126].

Магнитные параметры ферромагнитных материалов определяются переориентацией (подвижностью) магнитных доменов, а прочностные и пластические свойства – перемещением и торможением дефектов кристаллического строения (дислокаций). Оба указанных процесса, связанных с задержкой смещения доменных стенок и торможением скользящих дислокаций, часто обусловлены одними и теми же особенностями структуры ферромагнетика. Эта общность является физической основой наличия корреляционных связей между структурно-чувствительными физическими и механическими характеристиками металлических сплавов [131]. В частности, установлена возможность оценки прочностных свойств углеродистых сталей со структурами диффузионного распада аустенита по величине коэрцитивной силы [132–134]. В работах [129, 130] предлагается контролировать пластичность и прочность термоупрочненных рельсов со структурой пластинчатого перлита с использованием нескольких

магнитных параметров. Отмечается [135], что оптимальной характеристикой для оценки относительного сужения  $\psi$  патентованной конструкционной стали, подвергнутой различной степени деформации волочением, может служить величина остаточной индукции  $B_r$ .

Для анализа структурных эффектов, связанных с наличием в сталях включений, различного рода дефектов и локальных внутренних напряжений, информативными могут оказаться магнитные измерения, проведенные не на предельной, а на частных петлях, в том числе при использовании слабых полей перемагничивания (максимальная индукция перемагничивания  $b_{\max} = 0,05-0,10$  Тл) [136–141]. Различия в процессах перемагничивания перлитных сталей в слабых (область Релея) и сильных ( $b_{\max} \geq 1,0$  Тл) магнитных полях могут быть связаны с особенностями замыкающей доменной структуры на цементитных включениях, в частности, с образованием вблизи них сложных  $90^\circ$ -ных вторичных доменных структур [136]. Замыкающие доменные структуры (субструктуры) возникают вблизи линейных и объемных дефектов [142], в областях ферромагнетика с высокими локальными напряжениями, которые оказывают преобладающее влияние на процессы перемагничивания в слабых полях. В процессе усталостного нагружения многократно повторяющаяся микропластическая деформация приводит к структурным изменениям и накопленному повреждению, оказывающим влияние на характер магнитного поля образца. При намагничивании ферромагнетика, имеющего дефекты, например, в виде трещин или неметаллических включений, возникают поля рассеяния, на обнаружении которых основаны магнитные методы неразрушающего контроля сплошности металла [143, 144]. Значительная часть используемых магнитных методов требует проведения предварительного намагничивания или подмагничивания зоны контроля металла с использованием намагничивающих систем, что в некоторых случаях затрудняет поиск локальных повреждений [145]. Это может являться существенным ограничением при обнаружении усталостных трещин, которые при зарождении (кроме случаев зарождения на включениях и макродефектах), как правило, имеют субмикронные размеры. Во многих случаях размер усталостных трещин может не превышать 1 мм при исчерпании ресурса более чем на 80% [146]. Таким образом, обнаружение усталостного повреждения на возможно более ранней стадии является важной задачей неразрушающего контроля. В этой связи перспективными являются методы магнитного контроля изделий, находящихся в остаточном намагниченном состоянии, с помощью высокочувствительных датчиков, которые позволяют проводить локальные измерения полей рассеяния, в том числе на дефектах [147–149]. К таким методам можно отнести феррозондовый метод магнитной дефектоскопии.

В настоящей главе изучаются:

- особенности деформирования и разрушения стали У10 (1,03 мас. % С) с перлитными структурами различного типа при статическом и циклическом растяжении;
- особенности деформирования и разрушения стали У10 со структурой тонкопластинчатого перлита, подвергнутой поверхностной деформационной обработке, при многоцикловом контактно-усталостном нагружении по схеме пульсирующего неударного контакта «шар-плоскость»;
- особенности применения магнитного метода для оценки усталостной деградации при циклическом растяжении стали У10 со структурой отожженного тонкопластинчатого перлита.

Представленные в настоящей главе результаты опубликованы в работах [а1–а3, а5, а6, а8, а10, а13, а17, а18, а21, а39, а43, а44].

### 1.1 Материал и методика эксперимента

Материалом исследования служила сталь У10 промышленной выплавки, химический состав которой представлен в таблице 1.1.

Таблица 1.1 – Химический состав стали У10, мас. %

С	Cr	Ni	Mn	Si	Cu	P	S	Fe
1,03	0,072	0,056	0,27	0,059	0,072	0,023	0,016	Основа

Структуру пластинчатого перлита различной дисперсности получали<sup>1</sup> после аустенитизации подготовленных образцов при 1050 °С в течение 15 мин и последующей изотермической выдержке в соляной ванне при температуре 650 °С в течение 15 мин (с целью формирования структуры грубопластинчатого перлита) или при температуре 500 °С в течение 5 мин (с целью формирования структуры тонкопластинчатого перлита). После изотермического превращения в соляной ванне образцы охлаждали в воде. Затем часть образцов со структурой тонкопластинчатого перлита отжигали в соляной ванне при температуре 650 °С в течение 10 мин (с целью формирования структуры отожженного тонкопластинчатого перлита), 120 мин и 300 мин (с целью формирования структуры частично сфероидизированного перлита) с последующим охлаждением в воде. Перед испытаниями поверхность образцов шлифовали и электрополировали в хлорно-уксусном электролите состава 90% СН<sub>3</sub>СООН+10% НСlО<sub>4</sub> при напряжении U = 25 В в течение 6 мин.

<sup>1</sup> С участием к.т.н. Л.Ю. Егоровой

Определение механических свойств стали У10 с различной морфологией перлита проводили на разрывных образцах с диаметром рабочей части  $d_0 = 5$  мм и расчетной длиной  $l_0 = 5d_0$  по ГОСТ 1497-84. Испытания проводили на 2-3 образцах, абсолютная погрешность не превышала  $\pm 10$  МПа для характеристик прочности и  $\pm 0,7$  % для характеристик пластичности. Для циклического нагружения использовали образцы с диаметром рабочей части  $d_0 = 5$  мм и рабочей длиной  $l = 25$  мм. Механические испытания на статическое и циклическое растяжение проводили на сервогидравлической установке Instron 8801. Циклическое нагружение в области многоциклового усталости проводили с контролируемой величиной напряжения  $\Delta\sigma = 2\sigma_a = 0,7\sigma_{0,2}$  (где  $\sigma_{0,2}$  – условный предел текучести при статическом растяжении), коэффициентом асимметрии цикла  $R_\sigma = 0$  (знакопостоянное отнулевое растяжение), изменением амплитуды напряжения цикла по синусоидальному закону, частотой нагружения 10 Гц.

Структуру стали и поверхности разрушения образцов после статического и циклического растяжения изучали методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) с применением микроскопов Tescan Vega II XMU и Tescan Mira 3 LMU с системами рентгеновского энергодисперсионного микроанализа (ЭДС) INCA ENERGY 450 и INCA X-max 80. Трехмерные изображения изломов получали с использованием пакета программ двух- и трехмерного анализа изображений MeX фирмы Alicona Imaging GmbH. Фрактографическим исследованиям подвергали центральную и периферийную зоны поверхности изломов цилиндрических образцов. Диаметр шейки образцов после разрушения при статическом растяжении измеряли с использованием программного обеспечения Vega Software и дополнительного модуля Measurement. Исходную структуру сталей и структуру после усталостных испытаний изучали на металлографических шлифах после травления 4%-ным раствором  $\text{HNO}_3$  в этиловом спирте.

Исследование тонкой структуры образцов в исходном состоянии и после циклического нагружения осуществляли<sup>1</sup> методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на микроскопе JEOL JEM-200CX. Изображения тонкой структуры получали с использованием метода тонких фольг. Фольги изготавливали путем последовательного механического и электрохимического утонения исследуемых образцов. Исследование микроструктуры стали после циклического нагружения проводили на участке рабочей части циклически разрушенного образца на расстоянии 10 мм от места усталостного излома. Это позволило исследовать микроструктуру, которая сформировалась в стали до момента локализации развития усталостных трещин (то есть до момента, когда растет преимущественно одна трещина). Изучение возможных структурных изменений в материале на значительном расстоянии от усталостного излома представляется обоснованным, поскольку при использованной схеме циклического нагружения (одноосное отнулевое циклическое растяжение) весь объем рабочей

---

<sup>1</sup> С участием к.т.н. Л.Ю. Егоровой

части образца испытывает заданные циклические нагрузки до начала развития главной трещины, в отличие от схем кручения с изгибом и циклического изгиба [32, 34, 64], при которых существует градиент напряжений по сечению образца, и значительные объемы материала испытывают напряжения, существенно меньшие заданных амплитудных значений.

Для фрикционной обработки использовали плоские образцы толщиной 2,2 мм и размерами рабочей части 25×6,3 мм со структурой тонкопластинчатого перлита. Фрикционную обработку поверхности рабочей части плоских образцов осуществляли<sup>1</sup> на воздухе с обдувом путем возвратно-поступательного скольжения цилиндрического индентора из плотного нитрида бора с диаметром цилиндра 9,5 мм, высотой цилиндра 4,6 мм, при нагрузке  $P = 880$  Н, средней скорости скольжения  $V = 0,03$  м/с и поперечным смещением  $d = 0,1$  мм после каждого цикла возвратно-поступательного скольжения индентора до тех пор, пока не была обработана вся поверхность (рисунок 1.1). Материал индентора из плотного нитрида бора, в отличие от индентора из твердого сплава [а7, а38], не переносится на поверхность стали. Однако индентор из плотного нитрида бора необходимо охлаждать при фрикционной обработке. Плоские образцы подвергали фрикционной обработке с двух сторон.

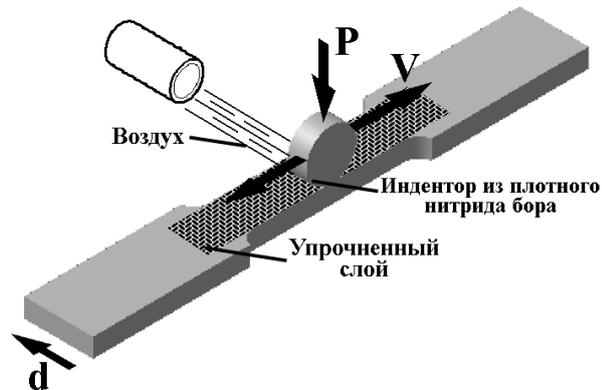


Рисунок 1.1 – Схема фрикционной обработки цилиндрическим индентором плоских образцов для механических испытаний

Микроструктуру и поверхности образцов до и после фрикционной обработки изучали методом сканирующей электронной микроскопии с применением микроскопа Tescan VEGA II XMU. Параметры шероховатости поверхности образцов определяли с помощью оптического профилометра Wyko NT-1100 на участках размерами 42,5×55,8 мкм. Исследование тонкой структуры осуществляли<sup>2</sup> методом просвечивающей электронной микроскопии на микроскопе JEOL JEM-200CX. Изображения тонкой структуры получали с использованием метода тонких фольг. Фольги изготавливали путем последовательного механического и электрохимического

<sup>1</sup> С участием к.т.н. И.Ю. Малыгиной

<sup>2</sup> С участием к.т.н. Е.Г. Волковой

утонения исследуемых образцов. Для изучения микроструктуры в тонком поверхностном слое глубиной до 5 мкм образцы подвергали одностороннему электролитическому утонению в струе хлорно-уксусного электролита со стороны основного металла. Микроструктуру на глубине 25 мкм изучали после равномерного двухстороннего утонения заготовки, как со стороны основного металла, так и со стороны упрочненного поверхностного слоя. Для расчета среднего размера зерен использовали темнопольные изображения структуры. Расчет производили методом секущих, при этом было обчислено до 300 зерен для каждой глубины. Интегральную ширину В линии (110) $\alpha$  и остаточные напряжения в  $\alpha$ -фазе перлита  $\sigma_\alpha$  определяли на рентгеновском дифрактометре Shimadzu XRD-7000 в CrK $\alpha$ -излучении. Для расчета остаточных напряжений использовали метод наклонной съемки ( $\sin^2\psi$  method) [150, 151].

Микротвердость по методу восстановленного отпечатка определяли<sup>1</sup> на приборе Leica VMHT AUTO с использованием индентора Виккерса при нагрузках 0,25 и 0,49 Н, скорости нагружения 40 мкм/с и выдержке под нагрузкой 15 с. Микроиндентирование с записью диаграммы нагружения проводили<sup>1</sup> на измерительной системе Fischerscope HM2000 XYm с использованием индентора Виккерса и программного обеспечения WIN-HCU при максимальной нагрузке 0,49 Н, времени нагружения 5 сек, выдержке при нагрузке 20 сек и времени разгрузки 5 сек. Согласно стандарту ISO 14577 определяли максимальную глубину вдавливания индентора  $h_{\max}$  и остаточную глубину вдавливания индентора после снятия нагрузки  $h_p$ , контактный модуль упругости  $E^*$  ( $E^* = E/(1 - \nu^2)$ , где  $E$  – модуль Юнга,  $\nu$  – коэффициент Пуассона), твердость вдавливания при максимальной нагрузке  $H_T$ , твердость по Мартенсу  $HM$  (которая учитывает не только пластическую, но и упругую деформацию), работу обратной упругой деформации вдавливания  $W_e$  и общую механическую работу вдавливания  $W_t$  (которая состоит из работы пластической деформации и работы упругого восстановления). Погрешность измерения микротвердости и характеристик индентирования определяли с доверительной вероятностью  $p = 0,95$ .

Механические испытания на статическое растяжение и контактную усталость стали У10, подвергнутой фрикционной обработке, проводили на сервогидравлической установке Instron 8801. Испытания на контактную усталость проводили с использованием специальной оснастки оригинальной конструкции [а33] по схеме пульсирующего неударного контакта «шар-плоскость» с изменением нагрузки в цикле по периодическому (синусоидальному) закону, диаметром стального шара 12,7 мм, предварительной нагрузкой  $P_0 = 0,1$  кН, максимальной нагрузкой  $P_{\max} = 1,09; 1,7; 2,54; 3,62; 4,99; 6,67$  и  $8,7$  кН, частотой нагружения  $f = 35$  Гц на базе  $N = 10^6$  циклов нагружения (рисунок 1.2). Выбор условий и параметров испытаний осуществляли с использованием рекомендаций Р 50-54-30-87. Контактно-усталостные

---

<sup>1</sup> С участием к.т.н. И.Ю. Малыгиной

испытания проводили на рабочей части разрывных образцов. Пятна контакта после контактно-усталостных испытаний изучали методом сканирующей электронной микроскопии с применением микроскопа Tescan LYRA 3 GMU с системой рентгеновского энергодисперсионного микроанализа INCA X-max 80.

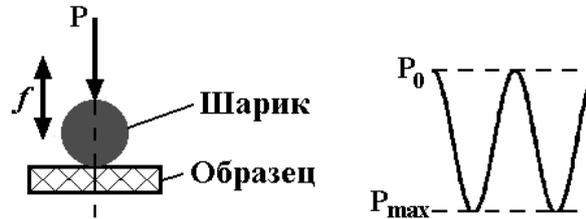


Рисунок 1.2 – Схема механических испытаний на контактную усталость

Расчет контактных напряжений и размера контактных повреждений производили согласно теории контакта Герца [152] для упругого контакта шара с плоскостью, имеющими одинаковые модули упругости  $E_1 = E_2 = E = 210$  ГПа и коэффициенты Пуассона  $\nu_1 = \nu_2 = \nu = 0,3$ .

Расчет контактных напряжений производили по формуле [15]:

$$\sigma_{z_{\max}} = 0,388 \cdot \sqrt[3]{P \cdot \frac{E^2}{R^2}}, \quad (1.1)$$

где  $\sigma_{z_{\max}}$  – максимальное нормальное напряжение в зоне контакта, МПа;

$P$  – нормальная нагрузка, Н;

$E$  – модуль упругости контактирующих тел, МПа;

$R$  – радиус шара, мм.

Расчет глубины экспериментальных пятен контакта производили по формуле:

$$h_{cs} = R - \frac{R^2}{d} \cdot \sin \alpha, \quad \alpha = 2 \cdot \arcsin\left(\frac{d}{2 \cdot R}\right), \quad (1.2)$$

где  $h_{cs}$  – глубина пятна контакта, мм;

$d$  – диаметр пятна контакта, мм.

Для оценки усталостной деградации при циклическом растяжении стали У10 использовали плоские образцы толщиной 5 мм и размерами рабочей части 25×6 мм со структурой отожженного тонкопластинчатого перлита. Циклическое нагружение проводили на сервогидравлической установке Instron 8801 в области многоциклового усталости с

контролируемой величиной напряжения  $\Delta\sigma = 2\sigma_a = (0,62-0,65)\sigma_{0,2}$  ( $\sigma_{0,2}$  – условный предел текучести при статическом растяжении), коэффициентом асимметрии цикла  $R_\sigma = 0$  (знакопостоянное отнулевое растяжение), изменением амплитуды напряжения цикла по синусоидальному закону, частотой нагружения 10 Гц. Использовали следующие схемы испытания: на разных образцах (схема 1) и на одном образце (схема 2). По схеме 1 было испытано 4 образца: три образца с величиной напряжения  $\Delta\sigma = 0,62\sigma_{0,2}$  и числом циклов нагружения  $N = 100000$  (образец № 1), 200000 (образец № 2), 300000 (образец № 3); один образец с величиной напряжения  $\Delta\sigma = 0,65\sigma_{0,2}$  (образец № 4), который был доведен до разрушения ( $N_p = 195980$ ) и склеен по месту излома для проведения последующих магнитных измерений. По схеме 2 образец нагружали поэтапно с величиной напряжения  $\Delta\sigma = 0,65\sigma_{0,2}$  и числом циклов нагружения  $N = 20000$ ; 60000; 100000; 160000. Изображения трещины получали на электронном сканирующем микроскопе Tescan Mira 3 LMU.

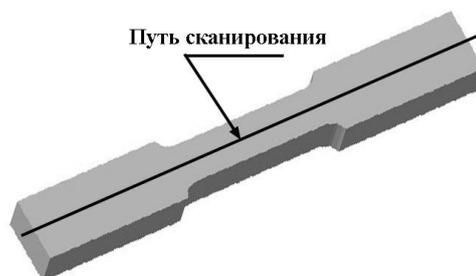


Рисунок 1.3 – Схема проведения магнитных измерений

Измерение тангенциальной составляющей вектора магнитной индукции плоских образцов, подвергнутых циклическому нагружению, проводили<sup>1</sup> с использованием феррозондового датчика, установленного в сканирующем устройстве, позволяющем сканировать поверхность образца вдоль оси с постоянной скоростью 2 мм/с и выдерживать зазор 0,3 мм между магниточувствительным элементом и образцом. Образец намагничивали продольно в направлении оси образца с использованием намагничивающего устройства на высокоэнергетических постоянных магнитах Nd-Fe-B [153]. Намагниченный образец устанавливали на столе сканирующего устройства и перемещали феррозондовый преобразователь магнитометра Foerster Magnetoscop 1.069 вдоль поверхности образца (рисунок 1.3). Определяли распределение тангенциальной составляющей вектора индукции  $B_t$  остаточного намагниченного образца по его рабочей части с занесением результатов измерений в память ЭВМ в режиме реального времени. Измерения проводили с двух взаимно параллельных сторон образца.

<sup>1</sup> С участием В.Ф. Кузеванова

## 1.2 Структура и механические свойства стали У10 с различной морфологией перлита

### 1.2.1 Морфологические особенности перлитных структур в стали У10

На рисунке 1.4 приведена микроструктура стали У10, подвергнутой диффузионному распаду при температурах изотермической выдержки 650 °С и 500 °С, а также дополнительному отжигу при 650 °С в течение 10 и 300 мин.

Как видно из рисунка 1.4а, б, после превращения при температуре 650 °С сталь У10 имеет структуру грубопластинчатого перлита, состоящего из чередующихся пластин феррита и цементита, со средним межпластинчатым расстоянием  $\lambda = 0,20-0,28$  мкм. Размер колоний грубопластинчатого перлита достигает 10-30 мкм. При температуре изотермического превращения 500 °С в стали формируется значительно более дисперсная структура тонкопластинчатого перлита с межпластинчатым расстоянием  $\lambda = 0,08-0,14$  мкм и размерами колоний 5-15 мкм (рисунок 1.4в, г). Избыточный цементит в сформированных перлитных структурах практически отсутствует (см. рисунок 1.4а, в). Это свидетельствует о том, что перлит содержит повышенное количество цементита по сравнению с эвтектоидным составом [29]. Отметим, что размер исходного аустенитного зерна стали варьировался от 35 до 70 мкм. Наблюдаемый разброс величины зерна может быть связан с относительно малой продолжительностью (15 мин) аустенитизации заготовок.

Кратковременный (10 мин) отжиг при температуре 650 °С не приводит к изменениям в морфологии карбидной фазы: отсутствует сфероидизация и коалесценция цементита (рисунок 1.4д, е). Однако, на изображении исчезают экстинкционные контуры (см. рисунок 1.4е), что свидетельствует о релаксации локальных внутренних напряжений. Отметим, что процессы полигонизации и рекристаллизации в ферритной составляющей тонкопластинчатого перлита высокоуглеродистых сталей при кратковременном отжиге, по данным электронно-микроскопических исследований, также не развиваются [39, 43, 44]. После длительного отжига (120 и 300 мин) при температуре 650 °С сталь имеет структуру частично сфероидизированного перлита (рисунок 1.4ж, з). Пластинообразная форма цементита неустойчива в условиях высокотемпературной выдержки из-за слишком большой площади межфазной поверхности феррит/цементит [154–156]. Движущей силой сфероидизации является стремление системы уменьшить энергию поверхности раздела феррит/цементит за счет сокращения ее площади [157]. Важную роль в ускорении процессов сфероидизации и коалесценции карбидов играют дефекты строения цементита, а именно блочное строение цементитных пластин, наличие в структуре перлита так называемых «ферритных мостиков» и различного типа сочленений пластин цементита, наличие в цементите тонкопластинчатого перлита планарных дефектов и микродвойников [29, 155, 158].

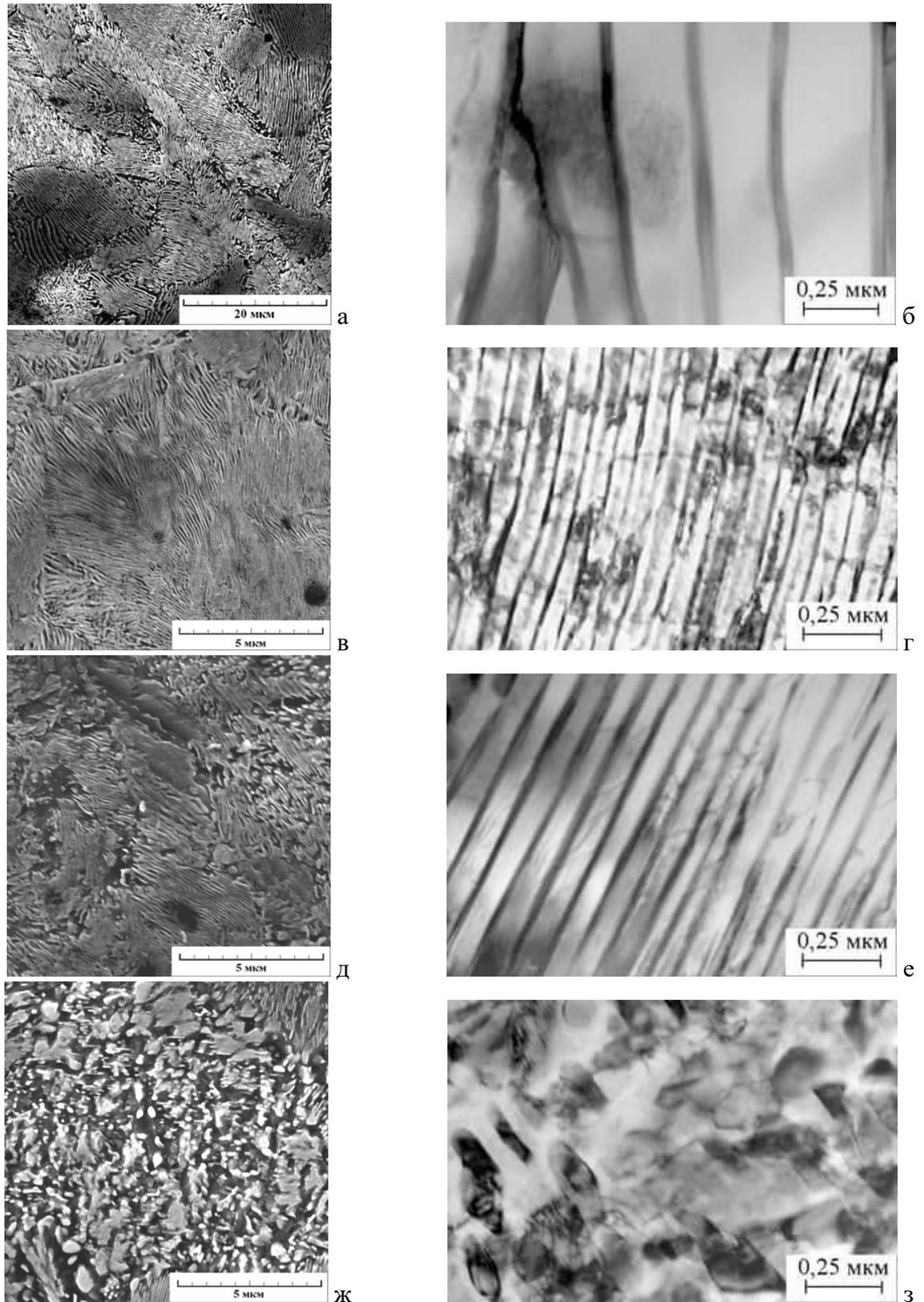


Рисунок 1.4 – Микроструктура (а, в, д, ж – СЭМ; б, г, е, з – ПЭМ) стали У10 после термической обработки: а, б – грубопластинчатый перлит; в, г – тонкопластинчатый перлит; д, е – отожженный тонкопластинчатый перлит; ж, з – частично сфероидизированный (отжиг 300 мин) перлит

### 1.2.2 Влияние типа перлитной структуры на особенности деформирования и разрушения стали У10 при статическом растяжении

В таблице 1.2 приведены данные о твердости и механических свойствах при статическом растяжении стали У10, подвергнутой диффузионному распаду при температурах изотермической выдержки 650 °С и 500 °С, а также дополнительному отжигу при 650 °С в течение 10, 120 и 300 мин.

Таблица 1.2 – Твердость  $HRC_3$ , прочностные (условный предел текучести  $\sigma_{0,2}$ , временное сопротивление разрыву  $\sigma_B$ , напряжение разрушения  $\sigma_K$ ) и пластические (равномерное  $\delta_R$  и общее  $\delta_K$  удлинение, сосредоточенная деформация  $\delta_{соср} = \delta_K - \delta_R$ , поперечное сужение  $\psi_K$ ) характеристики стали У10 с различной исходной структурой

Термическая обработка и тип структуры	Твердость, $HRC_3$	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_K$ , МПа	$\delta_R$ , %	$\delta_K$ , %	$\delta_{соср}$ , %	$\psi_K$ , %
1050 °С→650 °С, 10 мин грубопластинчатый перлит	29,5	565	1030	975	8,9	12,5	3,5	26
1050 °С→500 °С, 5 мин тонкопластинчатый перлит	41,0	995	1390	1250	6,2	9,9	3,7	25
1050 °С→500 °С, 5 мин + 650 °С, 10 мин отожженный тонкопластинчатый перлит	34,0	765	1055	900	7,7	13,5	5,8	40
1050 °С→500 °С, 5 мин + 650 °С, 120 мин частично сфероидизированный перлит	29,0	665	920	755	8,8	15,5	7,0	49
1050 °С→500 °С, 5 мин + 650 °С, 300 мин частично сфероидизированный перлит	27,5	650	905	740	8,8	17,5	8,6	47

Из таблицы 1.2 следует, что уменьшение температуры изотермического распада от 650 до 500 °С и формирование структуры тонкопластинчатого перлита приводит к существенному росту твердости и прочностных характеристик стали. В частности, твердость возрастает в 1,4 раза, предел текучести  $\sigma_{0,2}$  в 1,75 раза, временное сопротивление разрыву  $\sigma_B$  1,35 раза и напряжение разрушения  $\sigma_K$  в 1,3 раза. Повышение прочности сопровождается снижением равномерного удлинения  $\delta_R$  в 1,45 раза, общего удлинения  $\delta_K$  в 1,25 раза и поперечного сужения

$\psi_K$  в 1,05 раза. Величина сосредоточенной деформации  $\delta_{\text{соср}} = \delta_K - \delta_p$  (деформации после образования шейки) практически не изменяется при переходе от грубопластинчатого к тонкопластинчатому перлиту (см. таблицу 1.2).

Кратковременный (10 мин) отжиг стали У10 с исходной структурой тонкопластинчатого перлита сопровождается уменьшением твердости на 7 ед. HRC<sub>3</sub> и прочностных характеристик  $\sigma_{0,2}$ ,  $\sigma_B$  и  $\sigma_K$  на 220-370 МПа. При этом наблюдается рост равномерного удлинения  $\delta_p$  в 1,25 раза, общего удлинения  $\delta_K$  в 1,4 раза, поперечного сужения  $\psi_K$  и сосредоточенной деформации  $\delta_{\text{соср}}$  в 1,6 раза. Отметим, что отоженный тонкопластинчатый перлит незначительно (в 1,1 раза) уступает грубопластинчатому перлиту по величине равномерного удлинения и несколько превосходит его по величине общего удлинения (см. таблицу 1.2). Увеличение длительности отжига при температуре 650 °С до 120-300 мин и формирование структуры частично сфероидизированного перлита сопровождается плавным снижением твердости и прочности, а также ростом пластичности стали. При этом после отжига длительностью 300 мин доля сосредоточенной деформации  $\delta_{\text{соср}}$  практически сравнивается с долей равномерной деформации  $\delta_p$  (см. таблицу 1.2).

На рисунках 1.5–1.8 приведены результаты фрактографического исследования изломов образцов стали У10 с различной исходной структурой после испытаний на статическое растяжение. Из этих данных видно, что характер разрушения в центральной зоне (зоне зарождения и роста трещины) излома образца стали У10 со структурой грубопластинчатого перлита соответствует разрушению смешанного типа (см. рисунок 1.5а, б). На это указывает наличие в изломе областей вязкого ямочного разрушения, образованных по механизму слияния микропор [159], и отдельных фасеток хрупкого разрушения сколом. Согласно модели, предложенной Миллером и Смитом [160], микропоры в пластинчатом перлите могут зарождаться, в результате растрескивания цементитных пластин под действием внешнего нагружения. Между фасетками внутризеренного скола встречаются перемычки вязкого разрушения (указаны стрелкой 1 на рисунке 1.5а). Размер фасеток скола соответствует, как правило, размеру перлитных колоний. В изломе образца видны отдельные вторичные раскрытые трещины (указаны стрелками 2 на рисунке 1.5а), свидетельствующие о растрескивании в направлении, перпендикулярном главной плоскости разрушения [159]. Отметим, что на некоторых ступенях скола отчетливо прослеживается направленный рельеф (см. рисунок 1.5а), соответствующий расположению цементитных и ферритных пластин в колониях перлита. Разрушение в данном случае происходит под углом к пластинам цементита, поскольку расстояние между элементами рельефа на изломе существенно превышает межпластинчатое расстояние перлита, образованного при температуре 650 °С (см. рисунок 1.4а, б). Следовательно, микромеханизмами смешанного разрушения, наблюдаемого в центральной

зоне излома образца стали У10 со структурой грубопластинчатого перлита, являются внутризеренный скол в сочетании со слиянием микропор. Характер разрушения в периферийной зоне (зоне долома) излома образца стали У10 со структурой грубопластинчатого перлита также соответствует разрушению смешанного типа (см. рисунок 1.5в, г). Однако в этом случае на фасетках хрупкого разрушения наблюдаются гребни отрыва лепесткового типа с характерными острыми краями [159]. Размер фасеток отрыва сопоставим с размером бывшего аустенитного зерна (35-70 мкм). Следовательно, микромеханизмами смешанного разрушения, наблюдаемого в периферийной зоне излома образца стали У10 со структурой грубопластинчатого перлита, являются отрыв в сочетании со слиянием микропор.

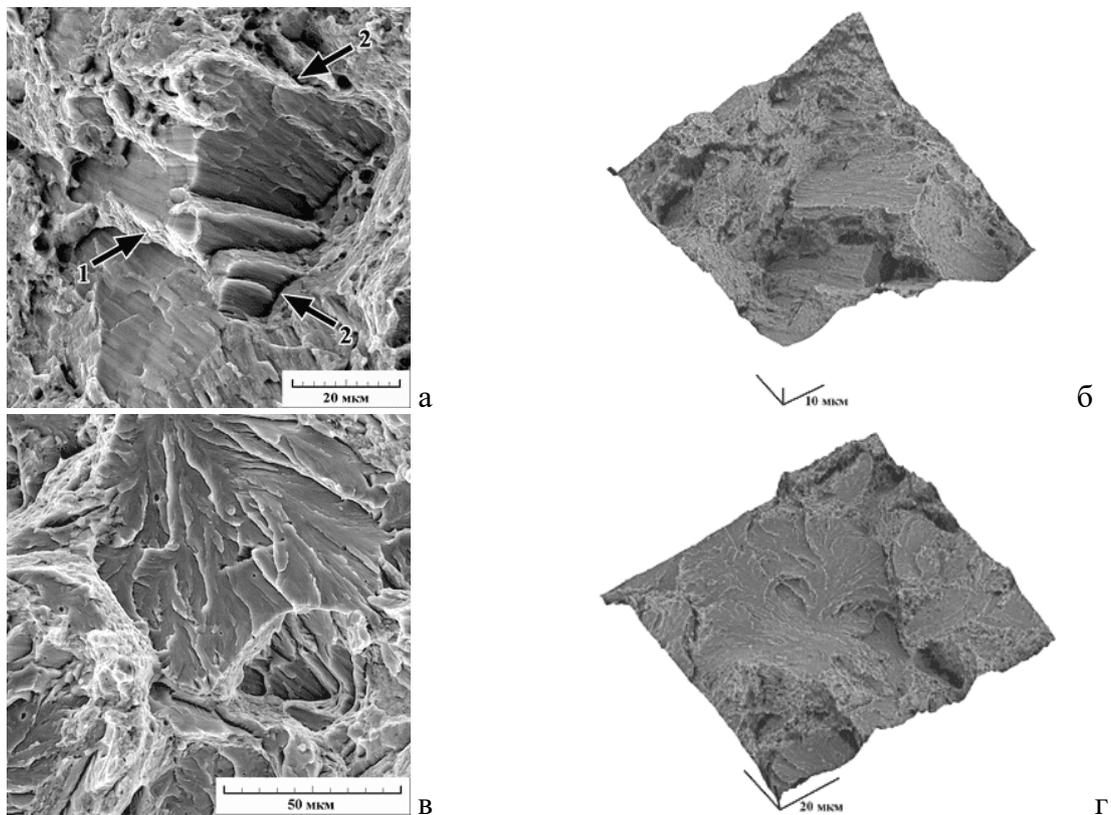


Рисунок 1.5 – Вид поверхности (СЭМ) центральной (а, б) и периферийной (в, г) зоны изломов образцов стали У10 с исходной структурой грубопластинчатого перлита после испытаний на статическое растяжение (а, в – двухмерное изображение; б, г – трехмерное изображение)

В центральной зоне излома образца стали У10 со структурой тонкопластинчатого перлита наблюдается разрушение смешанного типа (см. рисунок 1.6а, б). Микромеханизмами смешанного разрушения, как и у образца со структурой грубопластинчатого перлита, являются внутризеренный скол в сочетании со слиянием микропор: в изломе присутствуют области вязкого ямочного разрушения, отдельные фасетки хрупкого разрушения сколом и вторичные раскрытые трещины (указаны стрелками 2 на рисунке 1.6а). Отметим, что многие ступени скола характеризуются наличием чрезвычайно мелких ямок (указаны стрелкой 3 на рисунке 1.6а). Это

свидетельствует о разрушении тонкопластинчатого перлита вдоль поверхности раздела между ферритом и цементитом. Скол вдоль цементитных пластин происходит в тех колониях, которые неблагоприятным образом ориентированы к направлению максимальных касательных напряжений, возникающих в образце при растяжении. О возможности разрушения пластинчатого перлита не только поперек пластин или под углом к цементитным пластинам, но и по механизму межфазного разрушения сообщается в работах [154, 161]. В периферийной зоне излома образца со структурой тонкопластинчатого перлита также наблюдается смешанное разрушение, которое характеризуется теми же особенностями, что и у грубопластинчатого перлита, и заключается в сочетании отрыва со слиянием микропор (см. рисунок 1.6в, г).

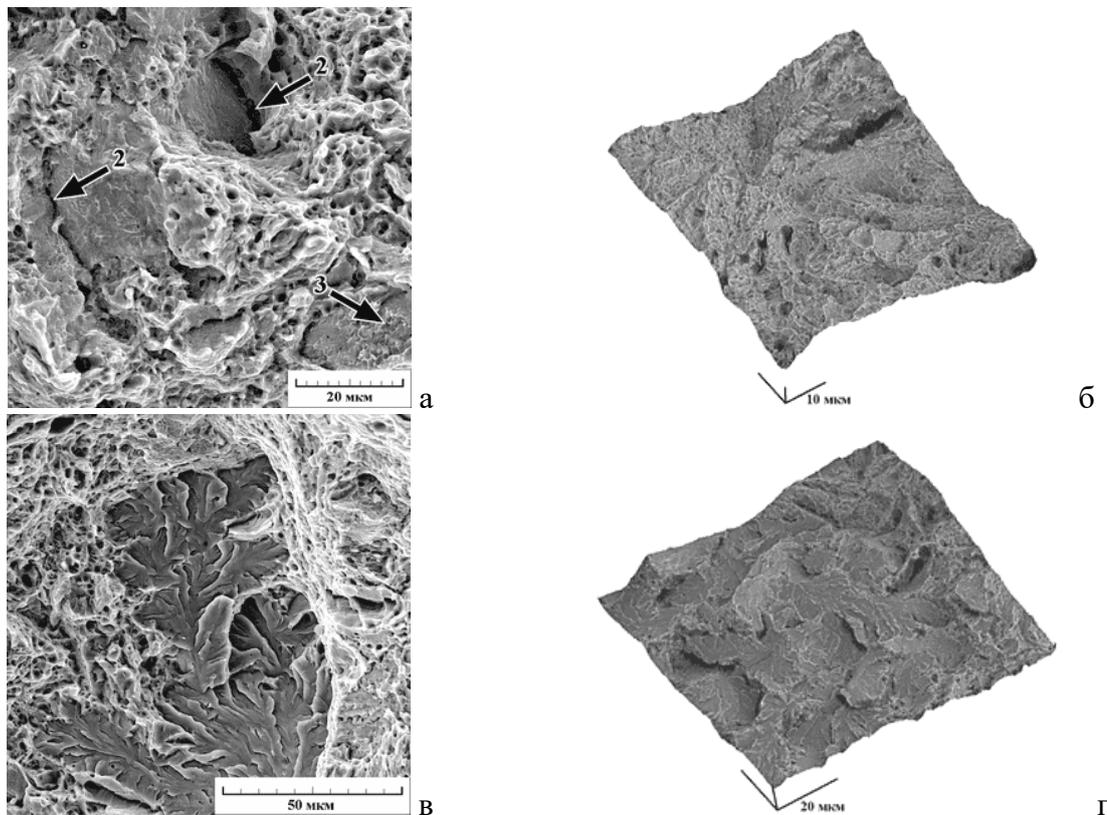


Рисунок 1.6 – Вид поверхности (СЭМ) центральной (а, б) и периферийной (в, г) зоны изломов образцов стали У10 с исходной структурой тонкопластинчатого перлита после испытаний на статическое растяжение (а, в – двухмерное изображение; б, г – трехмерное изображение)

В центральной зоне излома образца стали У10 со структурой отожженного тонкопластинчатого перлита преобладает вязкое разрушение в результате слияния микропор (см. рисунок 1.7а, б). Встречаются также отдельные редкие участки в виде фасеток, которые характеризуются выраженным мелкоямочным рельефом (указаны стрелкой на рисунке 1.7а). В периферийной зоне излома образца со структурой отожженного тонкопластинчатого перлита наблюдается смешанное разрушение, микромеханизмами которого являются отрыв в сочетании со слиянием микропор. Однако в результате кратковременного отжига происходит

значительное уменьшение (до 10-30 мкм) размера фасеток хрупкого разрушения (см. рисунок 1.7в, г) по сравнению с размером фасеток (35-70 мкм), которые наблюдаются в зоне долома образца со структурой неотожженного тонкопластинчатого перлита (см. рисунок 1.6в, г).

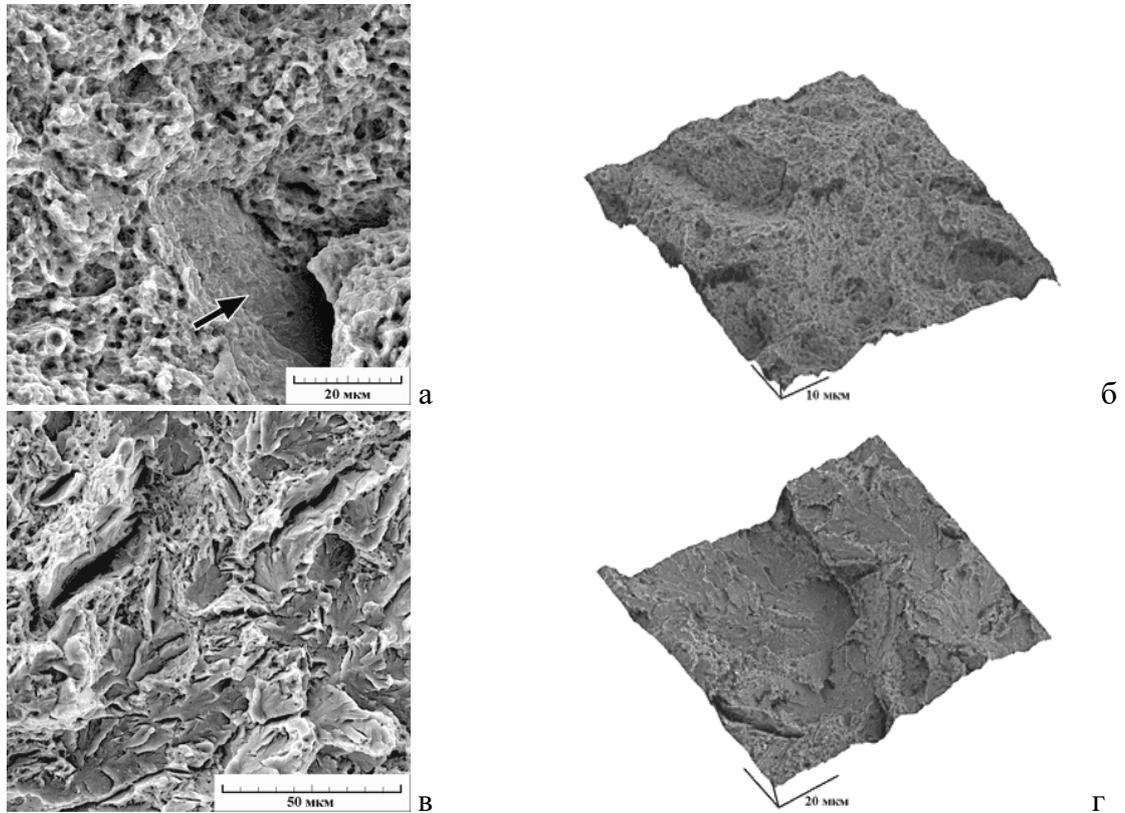


Рисунок 1.7 – Вид поверхности (СЭМ) центральной (а, б) и периферийной (в, г) зоны изломов образцов стали У10 с исходной структурой отожженного тонкопластинчатого перлита после испытаний на статическое растяжение (а, в – двухмерное изображение; б, г – трехмерное изображение)

Разрушение стали У10 со структурой частично сфероидизированного перлита, сформированной в результате длительного (120 и 300 мин) отжига при температуре 650 °С имеет схожий характер. В центральной зоне излома образца стали У10 со структурой частично сфероидизированного перлита (см. рисунок 1.8а, б) наблюдается типичное вязкое ямочное разрушение в результате слияния микропор [159] при полном отсутствии участков хрупкого разрушения. Микропоры зарождаются на поверхностях раздела между ферритной матрицей и сфероидизированными карбидными частицами. Возникновение равноосных ямок (представляющих собой половины микропор, через которые прошло разрушение) обусловлено пластической деформацией объемов феррита вокруг более прочных частиц цементита, сужением и последующим разрывом продольных перегородок феррита. В периферийной зоне излома образца со структурой частично сфероидизированного перлита наблюдается смешанное разрушение, микромеханизмами которого являются отрыв в сочетании со слиянием микропор. При этом происходит увеличение доли вязкого разрушения и уменьшение размеров фасеток

хрупкого разрушения (см. рисунок 1.8в, г) по сравнению с аналогичными параметрами зоны долома образцов со структурой тонкопластинчатого перлита или перлита после кратковременного отжига (см. рисунки 1.6в, г; 1.7в, г).

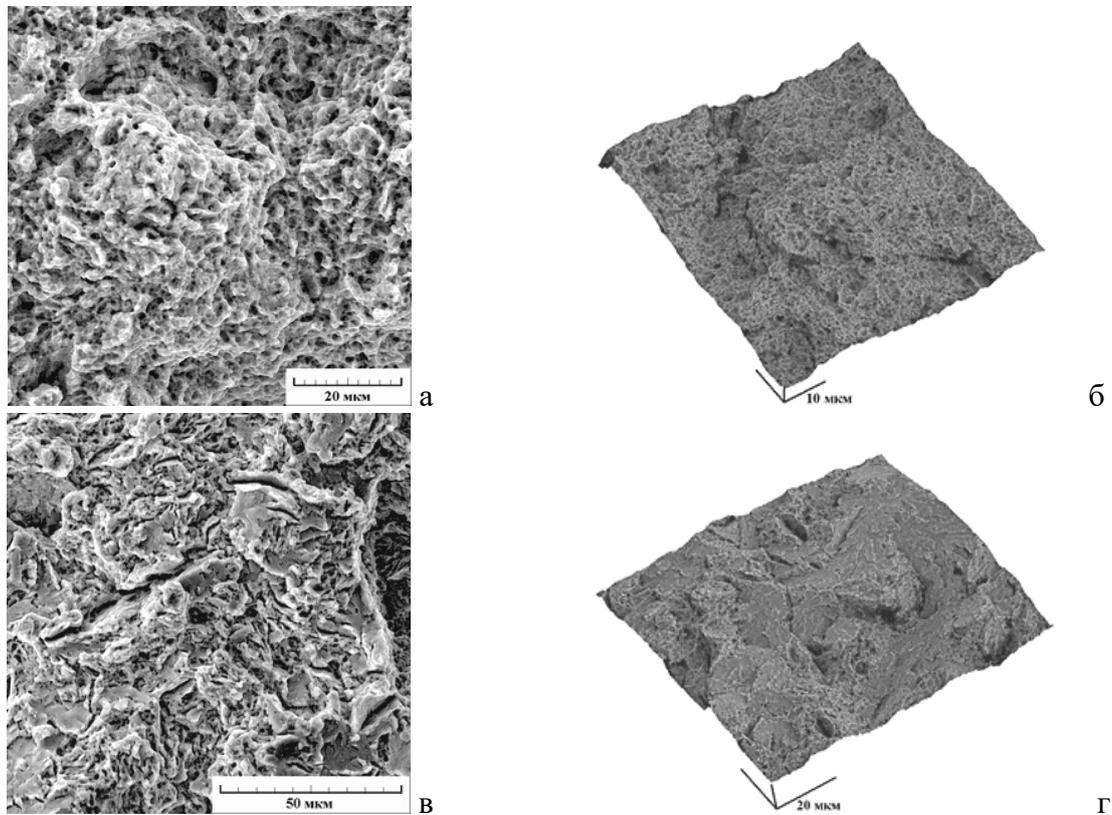


Рисунок 1.8 – Вид поверхности (СЭМ) центральной (а, б) и периферийной (в, г) зоны изломов образцов стали У10 с исходной структурой частично сфероидизированного (отжиг 300 мин) перлита после испытаний на статическое растяжение (а, в – двухмерное изображение; б, г – трехмерное изображение)

Как было отмечено выше, уменьшение температуры изотермического распада от 650 до 500 °С приводит к существенному росту прочностных характеристик стали (см. таблицу 1.2). Данный рост, как правило, связывают с увеличением дисперсности структуры [122], поскольку поверхности раздела между ферритом и цементитом является эффективным источником дислокаций [47]. Однако в повышении твердости и прочности тонкопластинчатого перлита существенную роль может играть не только его высокодисперсное строение, но и наличие сверхравновесного содержания углерода в  $\alpha$ -фазе (твердорастворное упрочнение), а также значительная дефектность карбидной составляющей [29]. Кроме того, дополнительный упрочняющий эффект тонкопластинчатому перлиту может быть обеспечен за счет повышенного уровня искажений кристаллической решетки  $\alpha$ -фазы [43, 47, 162].

Снижение величин равномерного и общего удлинения стали У10 при уменьшении температуры перлитного превращения от 650 до 500 °С (см. таблицу 1.2) обусловлено особенностями пластической деформации пластинчатого перлита. Известно, что при

нагружении пластинчатого перлита пластическая деформация локализуется в узких зонах сдвига [163]. Эффективная длина свободного скольжения дислокаций в перлите определяется шириной ферритной пластины и кристаллографической ориентацией пластин феррита и цементита [47]. С уменьшением расстояния между пластинами ускоряются процессы объединения субмикротрещин и коалесценции пор, возникающих в результате растрескивания (среза) соседних цементитных пластин [154, 164], и соответственно, быстрее происходит исчерпание ресурса пластичности материала. Отметим, что наличие у тонкопластинчатого перлита повышенной концентрации углерода в  $\alpha$ -фазе, дефектности карбидных частиц [29] и высокого уровня внутренних микронапряжений [43] также может оказывать отрицательное влияние на величину удлинения при растяжении.

Отмеченные близкие значения поперечного сужения при испытаниях на растяжение стали У10, подвергнутой перлитному превращению при температурах 650 и 500 °С (см. таблицу 1.2), могут быть обусловлены одинаковым размером (35-70 мкм) исходного аустенитного зерна стали, аустенитизация которой перед изотермическими обработками проводилась в одних условиях (см. раздел 1.1). Полученный результат согласуется с экспериментальными данными работы [164], согласно которым прочность стали с перлитной структурой в большей степени определяется межпластинчатым расстоянием перлита, а ударная вязкость и пластичность (рассчитанная по величине поперечного сужения при растяжении) зависят главным образом от размера исходного зерна аустенита. При этом в работе [164] не приводятся объяснений установленной корреляции между величиной аустенитного зерна и поперечным сужением при растяжении. Фрактографические исследования поверхностей разрушения показывают (см. рисунки 1.5в, г; 1.6в, г), что отмеченная закономерность может быть связана с особенностями распространения трещины в зоне долома. В частности, у образцов со структурами изотермического распада при температурах 650 и 500 °С в зоне долома наблюдаются близкие по размеру фасетки хрупкого разрушения, причем в обоих случаях эти фасетки сопоставимы по размеру с исходным аустенитным зерном, имеющим одинаковую величину у всех образцов. Это свидетельствует об эффективном торможении распространения трещины в периферийной зоне границами зерна, что обуславливает корреляцию между величиной аустенитного зерна и поперечным сужением при растяжении. По-видимому, для стали со структурой пластинчатого перлита подобная закономерность справедлива и для сосредоточенной деформации при растяжении. В отличие от равномерного и общего удлинения, величина сосредоточенной деформации (так же, как и поперечное сужение) практически не изменяется при переходе от грубопластинчатого к тонкопластинчатому перлиту (см. таблицу 1.2). Следовательно, у стали со структурой пластинчатого перлита сосредоточенная деформация при растяжении, подобно поперечному сужению, не определяется межпластинчатым расстоянием, а зависит от величины

исходного аустенитного зерна, в пределах которого преимущественно образуются фасетки отрыва (см. рисунки 1.5в, г; 1.6в, г).

Резкое разупрочнение стали У10 со структурой тонкопластинчатого перлита после кратковременного отжига при температуре 650 °С, обусловлено, в первую очередь, устранением избыточного содержания углерода в феррите и частичным уменьшением дефектности цементита [39–41, 165], поскольку видимого изменения морфологии карбидной фазы не наблюдается (см. рисунок 1.4д, е). В результате отжига в  $\alpha$ -железе устанавливается равновесная концентрация углерода (0,005 мас. % С). Атомы избыточного углерода диффундируют к стокам, которыми являются межфазные границы феррит/цементит, осаждаются на цементитных пластинах (увеличивая их толщину) или переходят в карбид железа, изменяя стехиометрию и тем самым понижая дефектность цементита [29]. При этом наблюдаемое снижение временного сопротивления разрыву  $\sigma_B$  на 335 МПа (см. таблицу 1.2) согласуется с приведенными в монографии [166, с. 380] количественными данными о влиянии малых содержаний углерода (0,03-0,04 мас. % С) на предел прочности стали. Условный предел текучести  $\sigma_{0,2}$  после кратковременного отжига уменьшился на 230 МПа (см. таблицу 1.2), что также находится в соответствии с данными работы [166], которые свидетельствуют о меньшем влиянии углерода на предел текучести стали по сравнению с его влиянием на предел прочности. Отметим, что дополнительное разупрочнение стали У10 со структурой тонкопластинчатого перлита при кратковременном высокотемпературном отжиге может быть также связано с уменьшением уровня внутренних напряжений (2-го рода), возникающих от микроискажений решетки  $\alpha$ -фазы [43], которые вносят существенный вклад в упрочнение стали [47, 167, 168].

Из таблицы 1.2 следует, что кратковременный отжиг при температуре 650 °С приводит к резкому (в 1,6 раза) увеличению поперечного сужения  $\psi_K$  и сосредоточенной деформации  $\delta_{\text{состр}}$  стали У10 со структурой тонкопластинчатого перлита. Основным структурным фактором, определяющим рост данных характеристик пластичности стали У10 при кратковременном отжиге, по-видимому, является релаксация внутренних микронапряжений в ферритной составляющей тонкопластинчатого перлита [47, 168]. В частности, об этом свидетельствует интенсивное (также в 1,6 раза) уменьшение микроискажений решетки  $\varepsilon_{\{211\}}$  феррита в стали близкого состава со структурой тонкопластинчатого перлита при кратковременном отжиге [43]. Фрактографические исследования показали, что в результате отжига наблюдается значительное уменьшение (до 10-30 мкм) размера фасеток хрупкого разрушения в периферийной зоне образца (см. рисунок 1.7в, г), что сопоставимо с размером перлитных колоний (см. рисунок 1.4в, г). Следовательно, отрыв происходит преимущественно в пределах одной-двух колоний тонкопластинчатого перлита. Таким образом, в отожженном тонкопластинчатом перлите (в

отличие от неотожженного перлита) границы перлитных колоний эффективно препятствуют развитию трещины в зоне долома, что приводит к резкому увеличению поперечного сужения и сосредоточенной деформации при растяжении.

Снижение прочностных характеристик стали У10 после длительного отжига при температуре 650 °С (см. таблицу 1.2), по-видимому, обусловлено не только трансформацией карбидной фазы при длительном нагреве (см. рисунок 1.4ж, з), но и уменьшением искажений кристаллической решетки  $\alpha$ -фазы [43], а также развитием в ферритной составляющей тонкопластинчатого перлита полигонизации и рекристаллизации, которыми сопровождаются процессы дробления цементитных пластин, сфероидизации и коалесценции их частей [39, 155, 157]. Наблюдаемый рост пластичности стали со структурой частично сфероидизированного перлита определяется, в первую очередь, изменением пластинчатой формы карбидов на глобулярную форму. Это приводит к значительному повышению напряжения хрупкого разрушения [169]. Как было отмечено выше, в пластинчатом перлите смещения, необходимые для объединения зародышей (трещин), возникающих при разрушении карбидных частиц, локализованы в узких полосах сдвига, что обуславливает быстрое исчерпание пластичности этих зон и ускоренное возникновение очагов разрушения. В сфероидизированном перлите пластическая деформация распределяется более однородно в значительно большем объеме материала, претерпевшем активный сдвиг. Следовательно, должна пройти значительная равномерная деформация, прежде чем отношение размера поры к расстоянию между карбидными частицами станет достаточно большим, чтобы началась локализация деформации. Поэтому с увеличением размера сфероидизированных частиц пластичность возрастает в связи с большей деформацией, требуемой как для зарождения пор, так и для их слияния [163]. Отметим, что росту пластичности способствует также релаксация внутренних микронапряжений в ферритной составляющей перлита при отжиге [43, 154]. Данные таблицы 1.2 также свидетельствуют, что при отжиге тонкопластинчатого перлита доля сосредоточенной деформации  $\delta_{\text{соср}}$  в величине общей деформации  $\delta_{\text{к}}$  возрастает. При этом после отжига длительностью 300 мин величина сосредоточенной деформации практически сравнивается с величиной равномерной деформации  $\delta_{\text{р}}$ , что может быть обусловлено резким ростом доли вязкого разрушения в периферийной зоне излома образца со структурой частично сфероидизированного перлита (см. рисунок 1.8в, г).

Таким образом, сталь У10 со структурой тонкопластинчатого перлита обладает наибольшей прочностью и наименьшей пластичностью при статическом растяжении. Проведенные исследования показали, что кратковременный отжиг тонкопластинчатого перлита при температуре 650 °С повышает пластичность стали и обеспечивает сохранение тонкопластинчатого строения перлита, который обладает повышенной прочностью.

Следует также отметить, что в работах [а2, а3] показана возможность контроля магнитным и вихретоковым методами структурного состояния и механических свойств (при статическом растяжении) стали У10 с перлитными структурами различного типа. В частности, при уменьшении температуры изотермического распада переохлажденного аустенита от 650 до 500 °С изменения структуры и механических свойств стали У10 можно надежно оценивать и контролировать по величинам коэрцитивной силы, измеренной для предельной петли магнитного гистерезиса или для частной петли в достаточно сильных ( $b_{\max} \geq 1$  Тл) магнитных полях, остаточной индукции при перемагничивании в слабых полях ( $b_{\max} \leq 0,1$  Тл) и максимальной магнитной проницаемости. При кратковременном (10 мин) высокотемпературном (650 °С) отжиге стали У10 со структурой тонкопластинчатого перлита, изменение структуры и механических свойств можно контролировать по величинам остаточной магнитной индукции предельного ( $B_r$ ) и частных ( $b_r = 0,4-1$  Тл) циклов магнитного гистерезиса, намагниченности насыщения, максимальной магнитной проницаемости, удельного электрического сопротивления и сигнала вихретокового преобразователя. При увеличении длительности отжига до 120-300 мин изменение структуры и механических свойств можно однозначно контролировать путем измерений намагниченности насыщения, остаточной магнитной индукции предельного ( $B_r$ ) цикла магнитного гистерезиса и удельного электрического сопротивления.

### **1.2.3 Влияние типа перлитной структуры на особенности деформирования и разрушения стали У10 при циклическом растяжении**

В таблице 1.3 приведены данные о числе циклов до разрушения при циклическом растяжении стали У10, подвергнутой диффузионному распаду при температурах изотермической выдержки 650 °С и 500 °С, а также дополнительному отжигу при 650 °С в течение 10 и 300 мин. Из таблицы 1.3 следует, что сталь со структурой грубопластинчатого перлита выдержала около 400 тыс. циклов до разрушения. Уменьшение температуры изотермического распада от 650 до 500 °С и формирование структуры тонкопластинчатого перлита приводит к существенному снижению числа циклов до разрушения, которое составило  $N_p = 43270$ . Кратковременный (10 мин) отжиг стали У10 с исходной структурой тонкопластинчатого перлита сопровождается значительным ростом числа циклов до разрушения, которое составило  $N_p = 706391$ . Это может быть обусловлено уменьшением твердорастворного упрочнения феррита, частичным уменьшением дефектности цементита [39–41, 170, 171] и заметной релаксацией внутренних микронапряжений (уменьшением микроискажений решетки) [43]. Увеличение длительности отжига при температуре 650 °С до 300 мин и формирование структуры частично сфероидизированного перлита сопровождается

дополнительным ростом числа циклов до разрушения, которое составило  $N_p = 779514$ . Следовательно, наименьшее количество циклов до разрушения (около 43 тыс.) выдержала сталь со структурой неотожженного тонкопластинчатого перлита, а наибольшее количество циклов до разрушения (около 780 тыс.) наблюдается у стали со структурой частично сфероидизированного перлита.

Таблица 1.3 – Величина напряжения в цикле  $\Delta\sigma$  и число циклов до разрушения  $N_p$  при циклическом растяжении стали У10 с различной исходной структурой

Термическая обработка	Тип структуры	$\Delta\sigma$ , МПа	$N_p$
1050 °С→650 °С, 10 мин	грубопластинчатый перлит	396	399037
1050 °С→500 °С, 5 мин	тонкопластинчатый перлит	697	43270
1050 °С→500 °С, 5 мин + 650 °С, 10 мин	отожженный тонкопластинчатый перлит	536	706391
1050 °С→500 °С, 5 мин + 650 °С, 300 мин	частично сфероидизированный перлит	455	779514

На рисунке 1.9 приведена микроструктура на расстоянии 10 мм от усталостного излома образцов стали У10 с различной исходной структурой после испытаний на циклическое растяжение. Из рисунка 1.9а видно, что при циклическом растяжении стали У10 со структурой грубопластинчатого перлита не происходит существенного изменения его морфологии и отсутствует фрагментация цементитных пластин. Исследование тонкой структуры показало, что только в отдельных участках структуры происходит изгиб цементитных пластин и потеря их четкой огранки (рисунок 1.9б). Тонкопластинчатый перлит в целом также сохраняет пластинчатое строение после испытаний на циклическое растяжение (рисунок 1.9в), однако в отдельных участках цементитные пластины присутствуют в качестве следов (рисунок 1.9г), что свидетельствует о частичной диссоциации (растворении) цементита. В отличие от грубопластинчатого перлита, в некоторых колониях тонкопластинчатого перлита произошла интенсивная фрагментация и сфероидизация цементитных пластин (указана стрелкой на рисунке 1.9в). Повышенную склонность тонкопластинчатого перлита к растворению (по сравнению с грубопластинчатым и глобулярным перлитом) также наблюдали при объемной пластической деформации [172, 173], интенсивной деформации сдвигом под давлением [68] и фрикционном нагружении [41, 70].

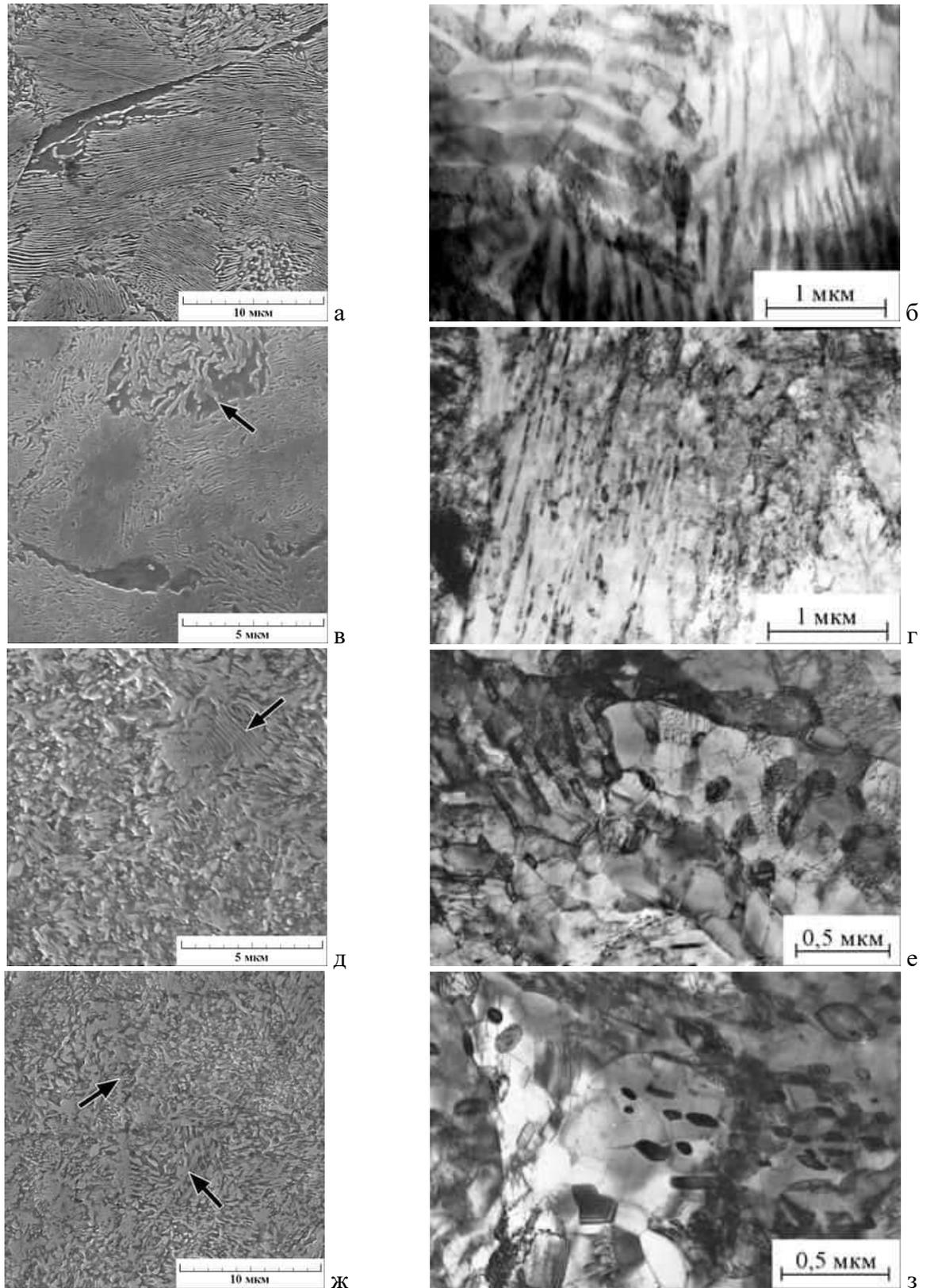


Рисунок 1.9 – Микроструктура (а, в, д, ж – СЭМ; б, г, е, з – ПЭМ) на расстоянии 10 мм от усталостного излома образцов стали У10 с исходной структурой грубопластинчатого перлита (а, б), тонкопластинчатого перлита (в, г), отожженного тонкопластинчатого перлита (д, е) и частично сфероидизированного (отжиг 300 мин) перлита (ж, з) после циклического растяжения

Циклическое растяжение стали У10 со структурой отожженного тонкопластинчатого перлита приводит к значительно более существенным изменениям его морфологии. В частности, на большей части анализируемой поверхности шлифа наблюдается сфероидизация и коалесценция цементита (рисунок 1.9д, е). Только отдельные колонии перлита сохраняют пластинчатое строение (указаны стрелкой на рисунке 1.9д). Отметим, что в ферритной составляющей перлита в результате усталостных испытаний прошла полигонизация (см. рисунок 1.9е). В частично сфероидизированном перлите при циклическом растяжении продолжается процесс сфероидизации и коалесценции цементита (рисунок 1.9ж, з). Кроме того, на поверхности шлифа наблюдаются полосы Людерса-Чернова (отмечены стрелками на рисунке 1.9ж). Полосы Людерса-Чернова могут возникать в поликристаллических материалах при циклическом нагружении с напряжениями выше предела выносливости, но близкими к нему [174]. При этом величина остаточной деформации, накапливающейся в процессе циклирования, может на порядок и больше превышать пластическую деформацию при статическом нагружении с тем же уровнем напряжений. Таким образом, при циклическом растяжении с напряжениями выше предела выносливости и числе циклов нагружения  $N_p = 779514$  в частично сфероидизированном перлите могло произойти накопление значительной остаточной пластической деформации, которая проявляется в виде полос Чернова-Людерса, наблюдаемых на поверхности шлифа (см. рисунок 1.9ж). Отсутствие таких полос на поверхности образца стали У10 со структурой отожженного тонкопластинчатого перлита (см. рисунок 1.9д, е) обусловлено значительной перестройкой структуры в процессе циклического растяжения.

На рисунках 1.10–1.13 приведены результаты фрактографического исследования изломов образцов стали У10 с различной исходной структурой после испытаний на циклическое растяжение. Усталостный излом образца со структурой грубопластинчатого перлита в зоне стабильного роста трещины (рисунок 1.10в, г) характерен для структуры пластинчатого перлита [161]. В изломе наблюдаются многочисленные раскрытые вторичные трещины (см. рисунок 1.10в), свидетельствующие о растрескивании в направлении, перпендикулярном главной плоскости разрушения [159]. В зоне долома усталостного излома образца со структурой грубопластинчатого перлита (рисунок 1.10в, г) наблюдается смешанное разрушение. Механизмами разрушения являются сочетание квазискола со слиянием микропор [159]. Однако доля вязкого разрушения оказалась меньшей, чем в периферийной зоне излома образца после испытаний на статическое растяжение (см. рисунок 1.5в, г).

Усталостный излом образца стали У10 со структурой тонкопластинчатого перлита в зоне стабильного роста трещины (рисунок 1.11а, б) в целом подобен излому образца со структурой грубопластинчатого перлита (см. рисунок 1.10а, б). В зоне долома усталостного излома образца

со структурой тонкопластинчатого перлита (рисунок 1.11в, г) также наблюдается смешанное разрушение (сочетание квазискола со слиянием микропор) и доля вязкого разрушения оказалась меньшей, чем в периферийной зоне излома образца после испытаний на статическое растяжение (см. рисунок 1.6в, г).

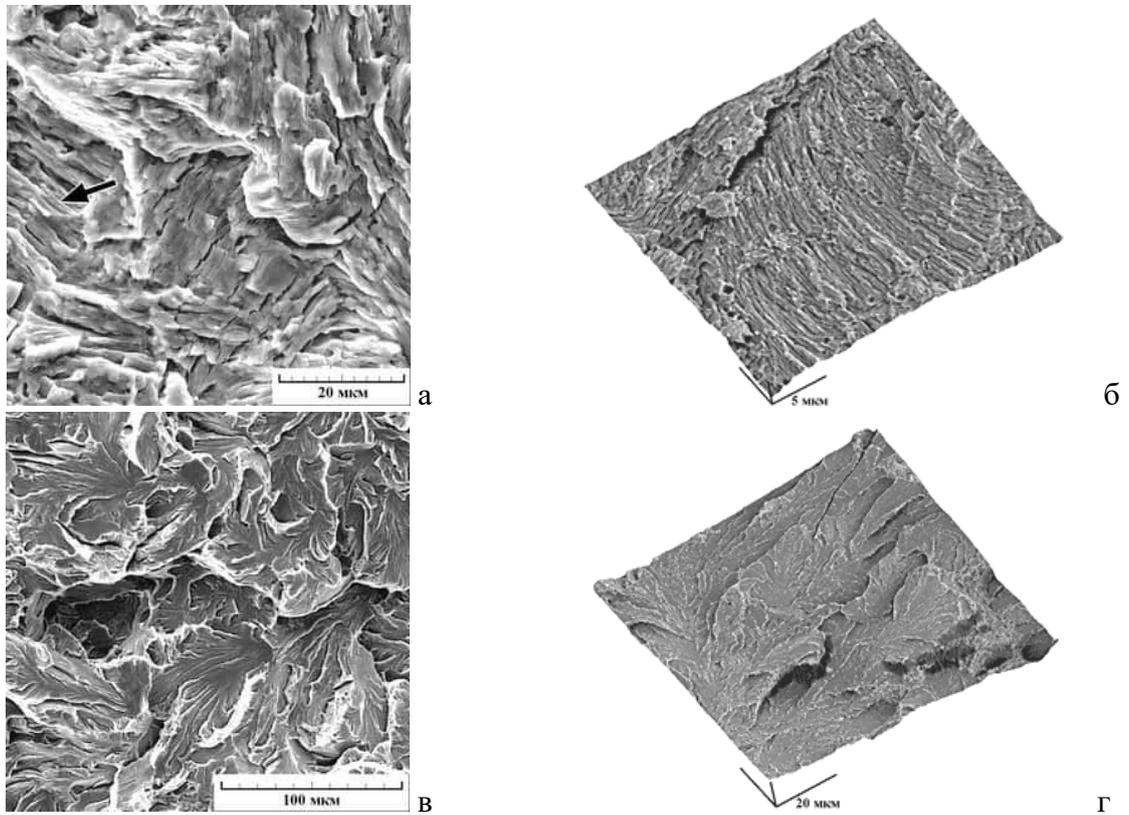


Рисунок 1.10 – Вид поверхности (СЭМ) центральной (а, б) и периферийной (в, г) зоны изломов образцов стали У10 с исходной структурой грубопластинчатого перлита после испытаний на циклическое растяжение (а, в – двумерное изображение; б, г – трехмерное изображение). Стрелкой указаны усталостные бороздки

Усталостный излом образца стали У10 со структурой отожженного тонкопластинчатого перлита характеризуется наличием пор (рисунок 1.12а, б), которые отличаются от обычных ямок вязкого разрушения отожженного тонкопластинчатого перлита в условиях статического растяжения (см. рисунок 1.7а, б). В зоне долома усталостного излома образца со структурой отожженного тонкопластинчатого перлита (рисунок 1.12в, г) также наблюдается смешанное разрушение (сочетание квазискола со слиянием микропор) и доля вязкого разрушения оказалась меньшей, чем в периферийной зоне излома образца после испытаний на статическое растяжение (см. рисунок 1.7в, г).

Усталостный излом образца стали У10 со структурой частично сфероидизированного перлита, как и в случае отожженного тонкопластинчатого перлита (см. рисунок 1.12а, б) содержит характерные поры (рисунок 1.13а, б). В зоне долома усталостного излома образца со структурой частично сфероидизированного перлита (рисунок 1.13в, г) также наблюдается

смешанное разрушение (сочетание квазискола со слиянием микропор) и доля вязкого разрушения оказалась меньшей, чем в периферийной зоне излома образца после испытаний на статическое растяжение (см. рисунок 1.8в, г).

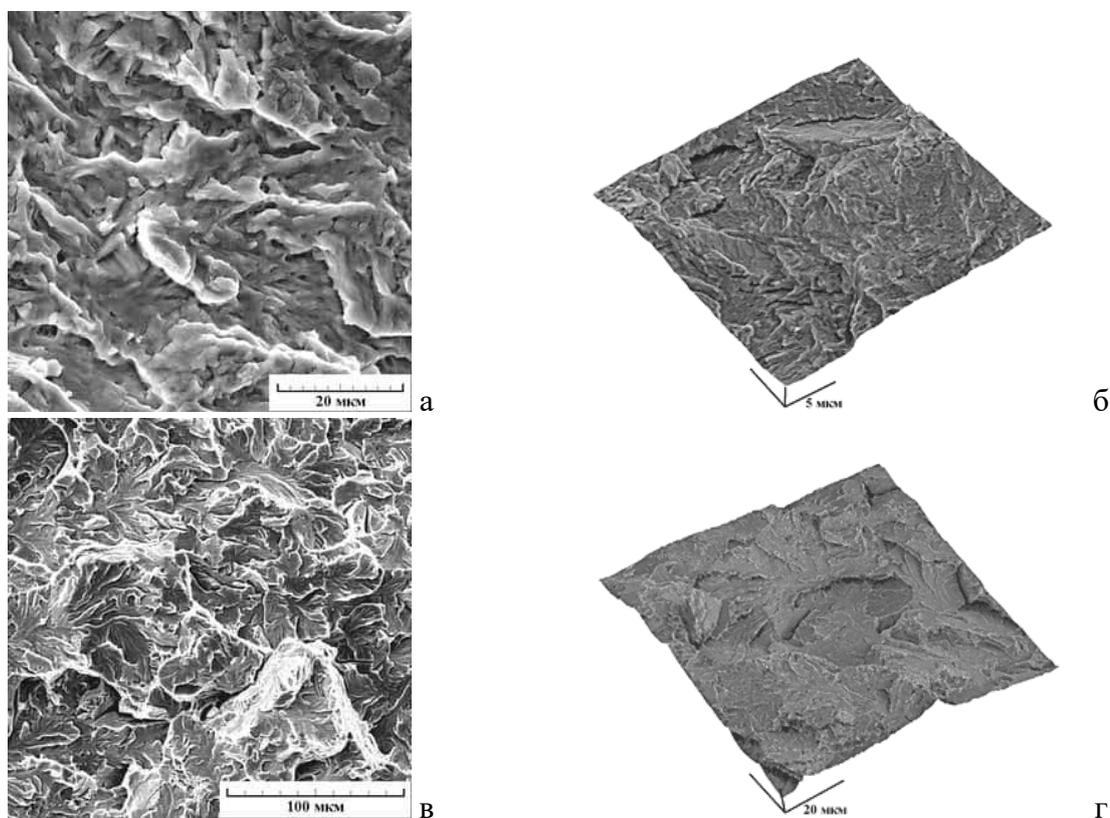


Рисунок 1.11 – Вид поверхности (СЭМ) центральной (а, б) и периферийной (в, г) зоны изломов образцов стали У10 с исходной структурой тонкопластинчатого перлита после испытаний на циклическое растяжение (а, в – двухмерное изображение; б, г – трехмерное изображение)

Характер разрушения стали У10 с различной морфологией перлита при циклическом растяжении (см. рисунки 1.10–1.13) определяется протекающими в процессе нагружения структурными изменениями. Эти структурные изменения выражаются в растворении дисперсных цементитных пластин вследствие эффекта динамического деформационного старения [175, 176], и сфероидизации цементита (см. рисунок 1.9в-з), обусловленной совместным действием упругих растягивающих напряжений [154], микропластической деформации [177–180] и эффектов локального нагрева [175, 181, 182], ускоряющих диффузию атомов железа и углерода. При этом существенное значение может иметь комплекс факторов, усиливающий действие каждого отдельного фактора на процессы сфероидизации цементита в ходе нагружения. Например, деформация перлита, повышающая плотность дефектов в феррите и цементите, способствует сфероидизации при значительно более низких температурах нагрева [29]. Важно отметить, что повышенные напряжения в цикле, использованные при испытании стали со структурой тонкопластинчатого перлита ( $\Delta\sigma = 697$  МПа для неотожженного и  $\Delta\sigma = 536$

МПа для отожженного тонкопластинчатого перлита, см. таблицу 1.3) могут, очевидно, приводить к более интенсивному локальному нагреву стали. В результате этого процессы сфероидизации цементита и другие термически активируемые процессы, протекающие в тонкопластинчатом перлите при циклическом нагружении, могут существенно ускоряться.

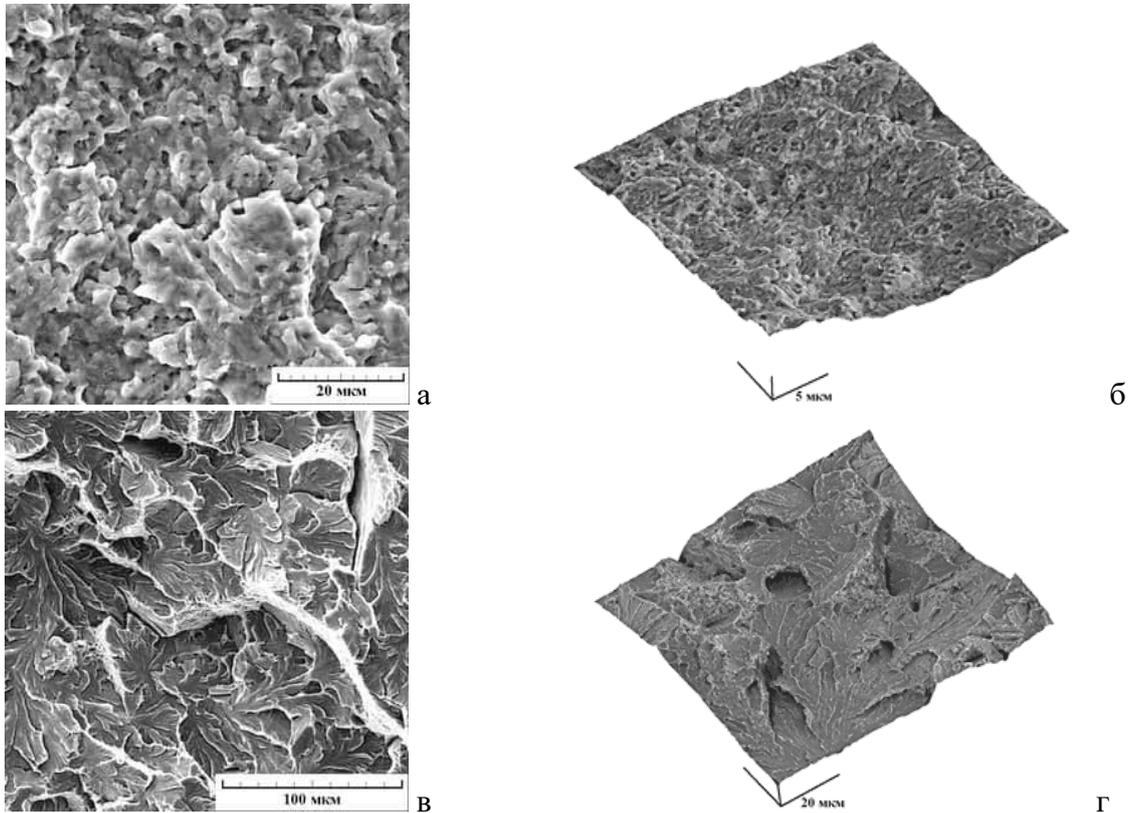


Рисунок 1.12 – Вид поверхности (СЭМ) центральной (а, б) и периферийной (в, г) зоны изломов образцов стали У10 с исходной структурой отожженного тонкопластинчатого перлита после испытаний на циклическое растяжение (а, в – двухмерное изображение; б, г – трехмерное изображение)

В грубопластинчатом перлите сфероидизация при усталостных испытаниях не наблюдалась (см. рисунок 1.9а, б), несмотря на значительно более продолжительное нагружение (около 400 тыс. циклов) по сравнению с тонкопластинчатым перлитом. Это, очевидно, обусловлено не только менее интенсивным локальным нагревом стали со структурой грубопластинчатого перлита, испытанной при минимальном напряжении в цикле ( $\Delta\sigma = 396$  МПа, см. таблицу 1.3), но также меньшей площадью межфазной поверхности феррит/цементит в грубопластинчатом перлите и его более низкой дефектностью [156]. Известно, что движущей силой сфероидизации является стремление системы уменьшить энергию поверхности раздела феррит/цементит за счет сокращения ее площади [157]. Важную роль в ускорении процессов сфероидизации и коалесценции карбидов играют дефекты строения цементита [154], а именно блочное строение цементитных пластин, наличие в структуре перлита так называемых

«ферритных мостиков» и различного типа сочленений пластин цементита, наличие в цементите тонкопластинчатого перлита планарных дефектов и микродвойников [29]. Кинетика сфероидизации карбидной фазы в сильной степени зависит от исходной дисперсности перлита. В частности, с огрублением структуры скорость сфероидизации замедляется. Таким образом, в условиях действия циклических упругих растягивающих напряжений, микропластической деформации и локального нагрева материала, сфероидизация цементита при усталостном нагружении эффективно развивается только при наличии повышенной дисперсности и дефектности структуры пластинчатого перлита.

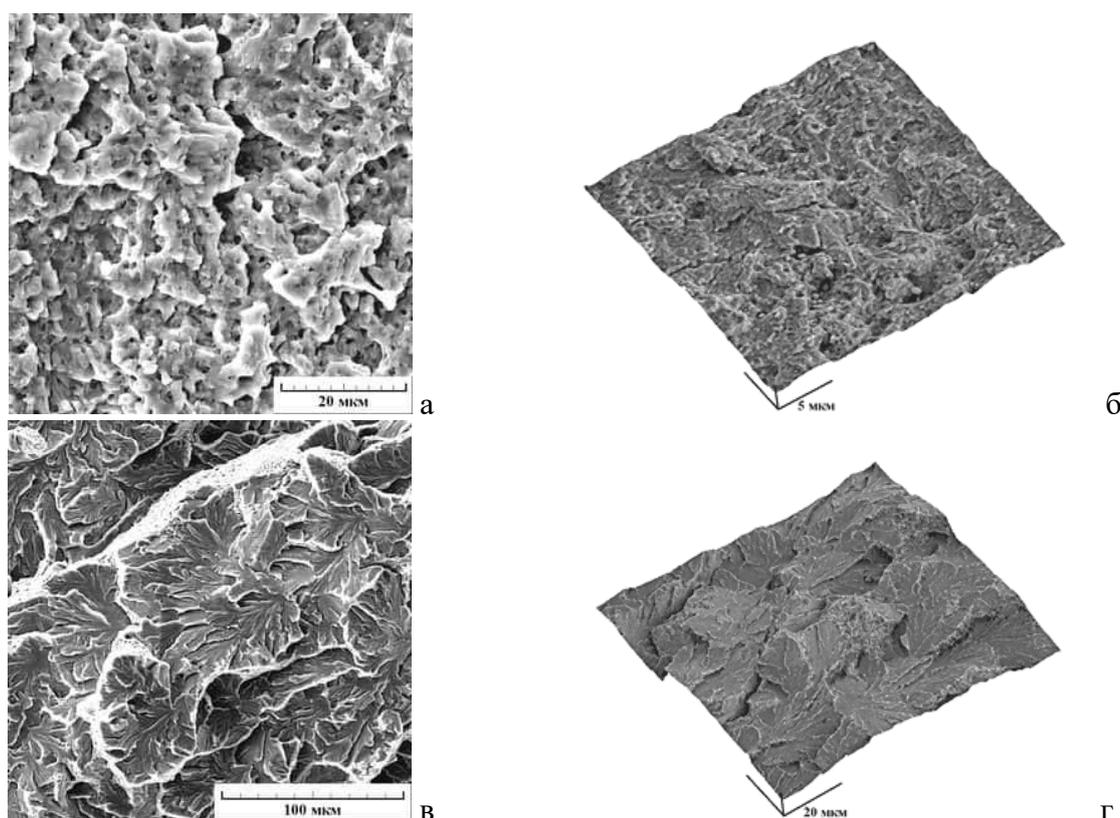


Рисунок 1.13 – Вид поверхности (СЭМ) центральной (а, б) и периферийной (в, г) зоны изломов образцов стали У10 с исходной структурой частично сфероидизированного (отжиг 300 мин) перлита после испытаний на циклическое растяжение (а, в – двухмерное изображение; б, г – трехмерное изображение)

Влияние структурных изменений на характер разрушения при циклическом растяжении в наибольшей степени проявляется для структуры отожженного тонкопластинчатого перлита. Об этом свидетельствует тот факт, что усталостный излом образца стали У10 со структурой отожженного тонкопластинчатого перлита (см. рисунок 1.12а, б) подобен излому образца со структурой частично сфероидизированного перлита (см. рисунок 1.13а, б), в котором процесс сфероидизации цементита после нагружения практически завершается (см. рисунок 1.9ж, з). В обоих случаях изломы содержат многочисленные характерные поры, связанные, очевидно, с преобладанием сфероидизированных цементитных частиц в структуре (см. рисунок 1.9д-з),

сформировавшейся в этих образцах при усталостном растяжении до развития главной трещины, которая распространялась преимущественно в ферритной матрице. Подобные многочисленные поры не наблюдаются в изломах образцов со структурами грубопластинчатого и неотожженного тонкопластинчатого перлита (см. рисунки 1.10а, б; 1.11а, б), в которых после испытаний сохраняется преимущественно пластинчатая морфология (см. рисунок 1.9а-г). Приведенные результаты убедительно показывают, что характер усталостных изломов определяется не только исходной перлитной структурой, но и структурой, сформированной в стали в процессе усталостного нагружения. С другой стороны, по виду усталостного излома можно судить об изменениях, протекающих в перлитных структурах при циклическом воздействии.

Поры на усталостных изломах образцов стали У10 со структурами отожженного тонкопластинчатого перлита и частично сфероидизированного перлита (см. рисунки 1.12а, б; 1.13а, б) заметно отличаются от обычных ямок вязкого разрушения отожженного тонкопластинчатого перлита и частично сфероидизированного перлита в условиях статического растяжения (см. рисунки 1.7а, б; 1.8а, б). Это свидетельствует о более хрупком характере распространения главной трещины в перлитной стали при усталости, чем при статическом растяжении, когда впереди вершины трещины происходит рост и расширение микропор вплоть до момента их слияния и образования вязкого ямочного излома [159, 161]. На более хрупкий характер разрушения материала при циклическом нагружении указывает также отсутствие в центральной зоне усталостных изломов стали со структурами пластинчатого перлита участков вязкого разрушения (см. рисунки 1.10а, б; 1.11а, б), наблюдаемых на поверхностях статического разрушения стали (см. рисунки 1.5а, б; 1.6а, б). Кроме того, в периферийной зоне усталостных изломов (см. рисунки 1.10в, г; 1.11в, г; 1.12в, г; 1.13в, г) доля вязкого разрушения существенно меньше, чем в периферийной зоне изломов образцов после статического растяжения (см. рисунки 1.5в, г; 1.6в, г; 1.7в, г; 1.8в, г).

Особенности распространения усталостной трещины в пластинчатом перлите проявляются также в том, что усталостные бороздки (указаны стрелкой на рисунке 1.10а) слабо выражены. Бороздки считаются типично усталостным рельефом, характерным для алюминиевых и титановых сплавов, железа и низкопрочных малоуглеродистых сталей. Гораздо реже бороздки наблюдаются в конструкционных сталях средней и высокой прочности, в которых усталостная трещина может распространяться по механизмам «статического» типа (транскристаллитный скол, интеркристаллитный скол, вязкий механизм с образованием ямок и гладких поверхностей расщепления материала) [183]. Характер усталостных изломов образцов со структурами пластинчатого перлита (см. рисунки 1.10а, б; 1.11а, б), по-видимому, обусловлен тем, что усталостная трещина часто меняет свое направление. Электронно-

микроскопическое исследование трещины в тонком лабораторном образце показало, что она распространяется прямолинейно вдоль плоскости цементитных пластин [61]. На границах колоний и субколоний перлита направление трещины изменяется, и в соседней колонии трещина также распространяется вдоль пластин цементита [184, 185].

Таким образом, наибольшей усталостной долговечностью при циклическом растяжении стали У10 с различной морфологией перлита обладают те структуры, которые оказываются способными претерпевать изменения в процессе нагружения. В частности, усталостная долговечность при циклическом растяжении стали У10 со структурой тонкопластинчатого перлита может быть повышена путем кратковременного высокотемпературного отжига при температуре 650 °С, устраняющего повышенную хрупкость тонкопластинчатого перлита и обеспечивающего возможность растворения и сфероидизации дисперсных цементитных пластин в процессе циклического нагружения. Известно, что рост микротрещины обусловлен высокими локальными напряжениями, концентрируемыми вблизи ее вершины. Следовательно, снижение скорости роста трещины и ее торможение может быть достигнуто за счет релаксации этих напряжений. Существуют несколько универсальных механизмов торможения трещины, которые в большинстве случаев определяются структурой материала. В пластичных металлических материалах действует так называемый дислокационный механизм релаксации напряжений. Поскольку по обе стороны от вершины трещины есть малые области очень большого сдвига – концентрация напряжений сдвига, то в пластичном материале в этих областях происходит образование большого количества новых дислокаций. При этом снимается опасная концентрация напряжений и трещина стоит на месте, потому что из-за снижения концентрации напряжений отсутствует и механизм распространения [186].

Изделия из углеродистых перлитных сталей находят широкое применение на железнодорожном транспорте, где подвергаются интенсивному контактному нагружению. Поэтому, целесообразно провести сравнение структурных изменений, происходящих в экспериментальных образцах, подвергнутых циклическому растяжению, и структурных превращений в реальных изделиях, например, железнодорожных колесах, при их длительной эксплуатации в условиях действия циклических нагрузок и усталостного разрушения. Наши исследования железнодорожного колеса из стали 65Г, подвергнутого усталостному разрушению в процессе эксплуатации, показали, что в исходном состоянии после термической обработки структура колеса на расстоянии 10-15 мм от поверхности катания состояла преимущественно из тонкопластинчатого перлита с межпластинчатым расстоянием ~0,1 мкм и отдельных участков верхнего бейнита. Электронно-микроскопические исследования структуры обода колеса, подвергнутому усталостному разрушению в процессе эксплуатации, выявили заметные структурные изменения. В слое, находящемся на расстоянии 10-15 мм от поверхности

катания, установлено, что исходный тонкопластинчатый перлит претерпел сфероидизацию (рисунок 1.14). В работе [34] в образце, подвергнутом обкатке роликами, и в ободке железнодорожного колеса под поверхностью катания (снятого после эксплуатации и пробега ~180 тыс. км) также отмечали изменение морфологии тонкопластинчатого перлита (межпластинчатое расстояние  $\lambda \sim 0,1$  мкм), при котором цементитные пластины претерпели разворот, раздробление и частичное растворение. В структуре поверхностного слоя железнодорожного колеса после эксплуатации наблюдали и полосы скольжения [187], типичные для случая пластической деформации металла.

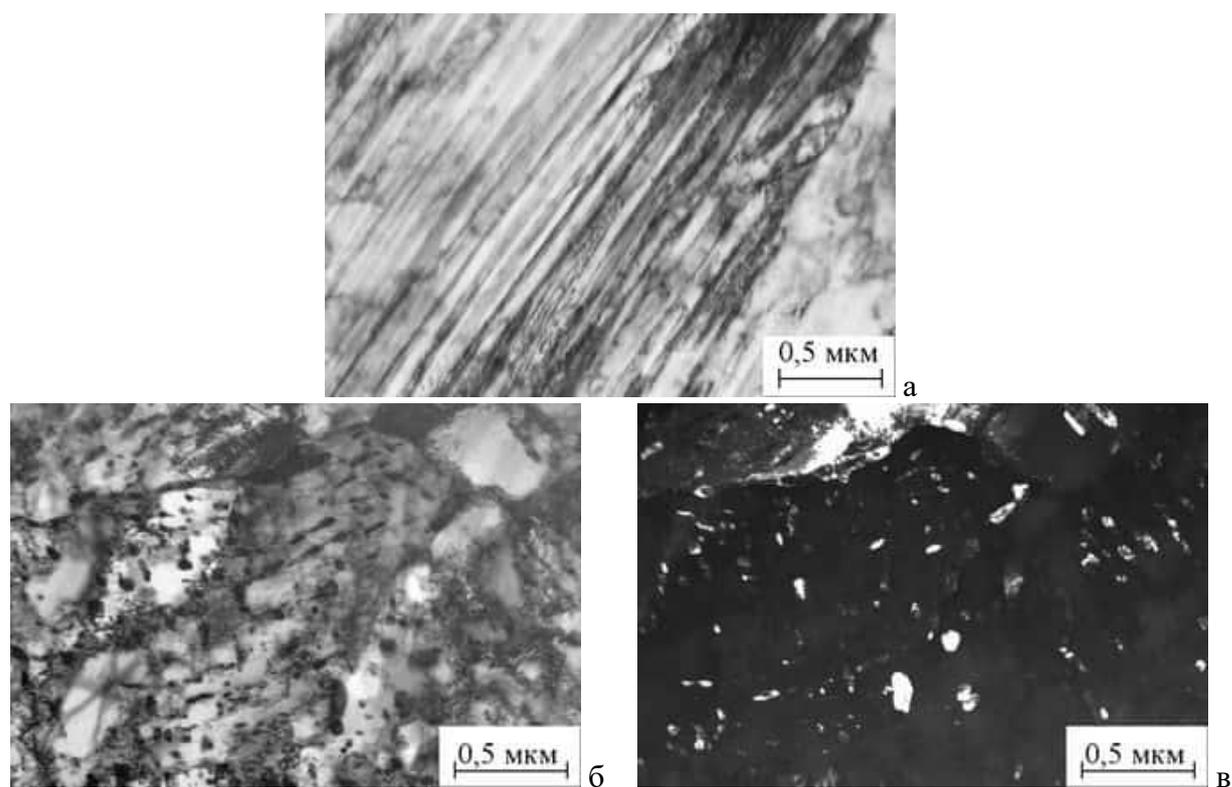


Рисунок 1.14 – Микроструктура (ПЭМ) обода колеса на расстоянии 10-15 мм от поверхности катания перед эксплуатацией (а) и после усталостного разрушения в процессе эксплуатации (б, в): а, б – светлопольные изображения; в – темнопольное изображение в рефлексе цементита

Таким образом, в образцах стали У10 при отнулевом знакопостоянном циклическом растяжении наблюдаются структурные изменения (дробление, фрагментация и сфероидизация цементита), подобные изменениям структуры в железнодорожных колесах из перлитных сталей, подвергнутых длительной эксплуатации в условиях контактного нагружения. Это обусловлено тем, что в обоих случаях циклическое нагружение является знакопостоянным [174]. Следовательно, лабораторные испытания материалов в условиях циклического нагружения по схеме отнулевого знакопостоянного растяжения могут быть использованы для

оценки структурных изменений, протекающих в материалах при контактном циклическом воздействии.

### 1.3 Оценка усталостной деградации стали У10 с помощью магнитного метода

Результаты измерения тангенциальной составляющей вектора магнитной индукции  $B_t$  приведены на рисунке 1.15. Из рисунка 1.15а видно, что усталостное нагружение образцов №№ 1, 2 сопровождается ростом тангенциальной составляющей вектора магнитной индукции образца в остаточном намагниченном состоянии и появлению неоднородности ее распределения по длине образца. Характер распределения величины  $B_t$  вдоль оси образца при числе циклов нагружения  $N = 100000$  и  $200000$  практически не изменяется (см. рисунок 1.15а). При числе циклов нагружения  $N = 300000$  (образец № 3) на графике распределения величины  $B_t$  по длине образца наблюдается заметный пик (см. рисунок 1.15а). Аналогичное распределение тангенциальной составляющей вектора магнитной индукции присутствует на графике для образца № 4, испытавшего усталостное разрушение (см. рисунок 1.15а), причем величина пика для этого образца существенно больше, чем у неразрушенного образца № 3. Таким образом, можно предположить, что образец № 3 находится в состоянии, близком к появлению магистральной усталостной трещины.

Испытания по схеме 1 (на разных образцах) показали, что используемая методика магнитных измерений позволяет зарегистрировать появление трещин при циклическом растяжении стали У10. С целью подтверждения пригодности используемой методики измерений для регистрации структурных изменений, протекающих в стали У10 при усталостном нагружении, были проведены испытания по схеме 2 (на одном образце).

Как следует из рисунка 1.15б, усталостные испытания по схеме 2, как и в случае испытаний по схеме 1 (на разных образцах, см. рисунок 1.15а), сопровождаются появлением неоднородности распределения тангенциальной составляющей вектора магнитной индукции в остаточном намагниченном состоянии образца по его длине, заметной уже при  $N = 60000$ . При усталостном нагружении с числом циклов  $N = 100000$  наблюдается заметный рост величины  $B_t$ . Это может быть обусловлено структурными изменениями, протекающими в стали У10 при усталостном нагружении, в частности, сфероидизацией цементитных пластин (см. рисунок 1.9д, е). Об этом также свидетельствуют результаты исследования поверхности разрушения (см. рисунок 1.12а, б). Усталостный излом образца со структурой кратковременно (10 мин) отожженного перлита отличается от характерного для структуры пластинчатого перлита хрупкого разрушения сколом [161]. Видно, что излом содержит многочисленные поры (см. рисунок 1.12а, б), связанные с преобладанием сфероидизированных цементитных частиц в

структуре (см. рисунок 1.9д, е), сформировавшихся в отожженных образцах при усталостном растяжении до развития главной трещины.

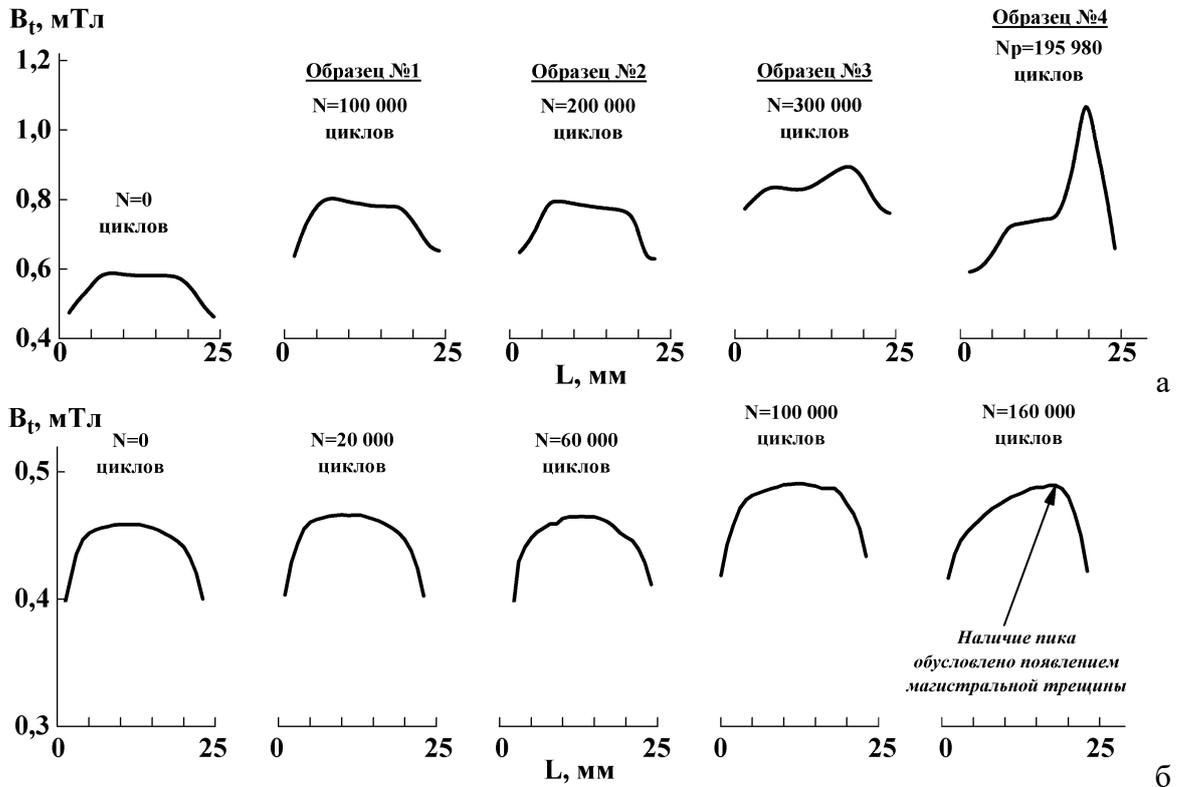


Рисунок 1.15 – Распределение тангенциальной составляющей магнитной индукции  $V_t$  по рабочей зоне образца в остаточном намагниченном состоянии до нагружения ( $N = 0$ ) и после нагружения с заданным числом циклов: а) по схеме 1 (на разных образцах); б) по схеме 2 (на одном образце). Результаты измерения при испытании по схеме 2 приведены для той стороны образца, на которой была обнаружена магистральная усталостная трещина

Сфероидизация тонкопластинчатого перлита, выявленная при многоциклового усталости (см. рисунок 1.9д, е), наблюдалась также при длительном отжиге перлитной структуры (см. рисунок 1.4ж, з). Следовательно, подобие структурных изменений в кратковременно отожженном тонкопластинчатом перлите, наблюдаемое при циклическом нагружении и длительном отжиге, должно сопровождаться соответствующим подобным изменением их физических свойств. В работе [а3] показано, что при длительном (до 120 мин) высокотемпературном ( $650^\circ\text{C}$ ) отжиге кратковременно отожженного тонкопластинчатого перлита наблюдается плавное изменение большинства магнитных и электромагнитных характеристик стали У10. Важно отметить постепенный непрерывный рост величины остаточной магнитной индукции  $V_r$  с увеличением продолжительности отжига [а3], который, вероятнее всего связан с уменьшением площади большеугловых границ феррит-цементит (вследствие сфероидизации цементита) [188]. Сокращение площади границ сопровождается уменьшением количества центров зародышеобразования обратных магнитных фаз [189, 190],

которые определяют процесс формирования остаточной намагниченности [191]. В свою очередь, в результате этого в процессе перемагничивания участвует меньшее количество магнитных фаз, границы которых могут смещаться в достаточно высоких полях.

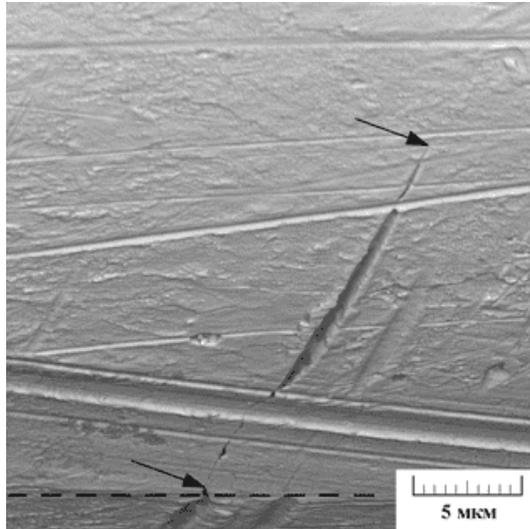


Рисунок 1.16 – Вид поверхности (СЭМ) образца после нагружения с числом циклов  $N = 160000$ . Стрелками обозначена усталостная трещина; штриховой линией – край образца, параллельный оси нагружения

Таким образом, наблюдаемый рост тангенциальной составляющей вектора магнитной индукции при циклическом нагружении образца из стали У10 со структурой кратковременно отожженного тонкопластинчатого перлита в остаточно намагниченном состоянии до появления магистральной усталостной трещины обусловлен структурными изменениями (сфероидизацией цементитных пластин), протекающими в стали У10 при усталостном нагружении. Необходимо отметить, что величина этого роста отличается для образцов, испытанных по схеме 1 и схеме 2, по-видимому, вследствие неодинаковой интенсивности протекания структурных изменений при различных схемах усталостных испытаний.

При числе циклов нагружения  $N = 160000$  на графике распределения тангенциальной составляющей вектора магнитной индукции  $B_t$  наблюдается ярко выраженный пик (см. рисунок 1.15б). Его наличие обусловлено появлением магистральной усталостной трещины, которая зародилась на поверхности образца на имеющемся концентраторе напряжений (рисунок 1.16). Пик присутствует и на графике распределения величины  $B_t$  для образцов №№ 3-4, испытанных по схеме 1 (см. рисунок 1.15а). Следовательно, наличие пика не зависит от схемы усталостных испытаний, а определяется только присутствием дефекта, в частности, трещины. Отметим, что ширина раскрытия усталостной трещины составляет менее 1 мкм. Анализ технических характеристик различных серийно выпускаемых дефектоскопов показал, что они способны обнаруживать дефекты с шириной раскрытия от нескольких десятков микрометров и длиной от

нескольких миллиметров. Таким образом, полученные результаты могут быть использованы для разработки высокочувствительных методов неразрушающего контроля усталостной деградации металлических сплавов.

## **1.4 Структура и механические свойства стали У10 с упрочненным поверхностным слоем, сформированным с помощью фрикционной обработки**

### **1.4.1 Микроструктура, шероховатость поверхности, остаточные напряжения, микротвердость и микромеханические характеристики стали У10, подвергнутой фрикционной обработке**

Микроструктура стали У10, сформировавшаяся в результате изотермического превращения при температуре 500 °С, представляет собой тонкопластинчатый перлит с межпластинчатым расстоянием  $\lambda = 0,08-0,14$  мкм и размерами колоний 5-15 мкм (см. рисунок 1.4в, г). Поверхность стали У10, подвергнутой только термической обработке, имеет типичный для электрополированной поверхности сглаженный рельеф с ямками травления (рисунок 1.17а, в) и параметрами шероховатости  $Ra = 0,090$  мкм и  $Rz = 0,89$  мкм. В результате фрикционной обработки на образцах стали У10 со структурой тонкопластинчатого перлита была сформирована выглаженная поверхность с меньшей шероховатостью с параметрами  $Ra = 0,065$  мкм и  $Rz = 0,43$  мкм (рисунок 1.17б, г). На рассматриваемой поверхности трения присутствуют следы пластического оттеснения материала в виде небольших продольных впадин и выступов.

Согласно данным сканирующей электронной микроскопии, в тонком поверхностном слое стали У10 глубиной до 5-7 мкм в результате фрикционной обработки возникает относительно однородная дисперсная структура (рисунок 1.18а). Данные просвечивающей электронной микроскопии показывают, что на глубине 1-3 мкм структура преимущественно нанокристаллическая со средним размером кристаллов  $\alpha$ -фазы, не превышающем, как правило, 100 нм (рисунок 1.19а, б). Представленная на рисунке 1.19а кольцевая микроэлектроннограмма, образованная близко расположенными рефлексами от отдельных кристаллитов, свидетельствует об их большеугловых разориентировках, а наблюдаемые на картине микродифракции тонкие кольца характерны именно для нанокристаллической структуры. Расчет среднего размера зерна  $\alpha$ -фазы дает величину  $d_\alpha = 12 \pm 2$  нм (см. рисунок 1.19б). Отметим отсутствие на микроэлектроннограмме цементитных рефлексов (см. рисунок 1.19а), что свидетельствует о практически полном деформационном растворении цементита [68, 173]. По мере удаления от поверхности трения на глубине от 1-3 до 5-7 мкм наблюдается сильно диспергированная структура, в которой присутствуют нерастворившиеся в результате деформационного воздействия цементитные частицы (рисунки 1.18а; 1.19в, г). На

светлопольном изображении видны более крупные кристаллиты  $\alpha$ -фазы, которые имеют субмикроструктурный размер, а наблюдаемые на картине микродифракции кольца не сплошные и в них отчетливо видны отдельные рефлексы (см. рисунок 1.19в). Расчет среднего размера частиц цементита дает величину  $d_{\text{cem}} = 7 \pm 2$  нм (см. рисунок 1.19г).

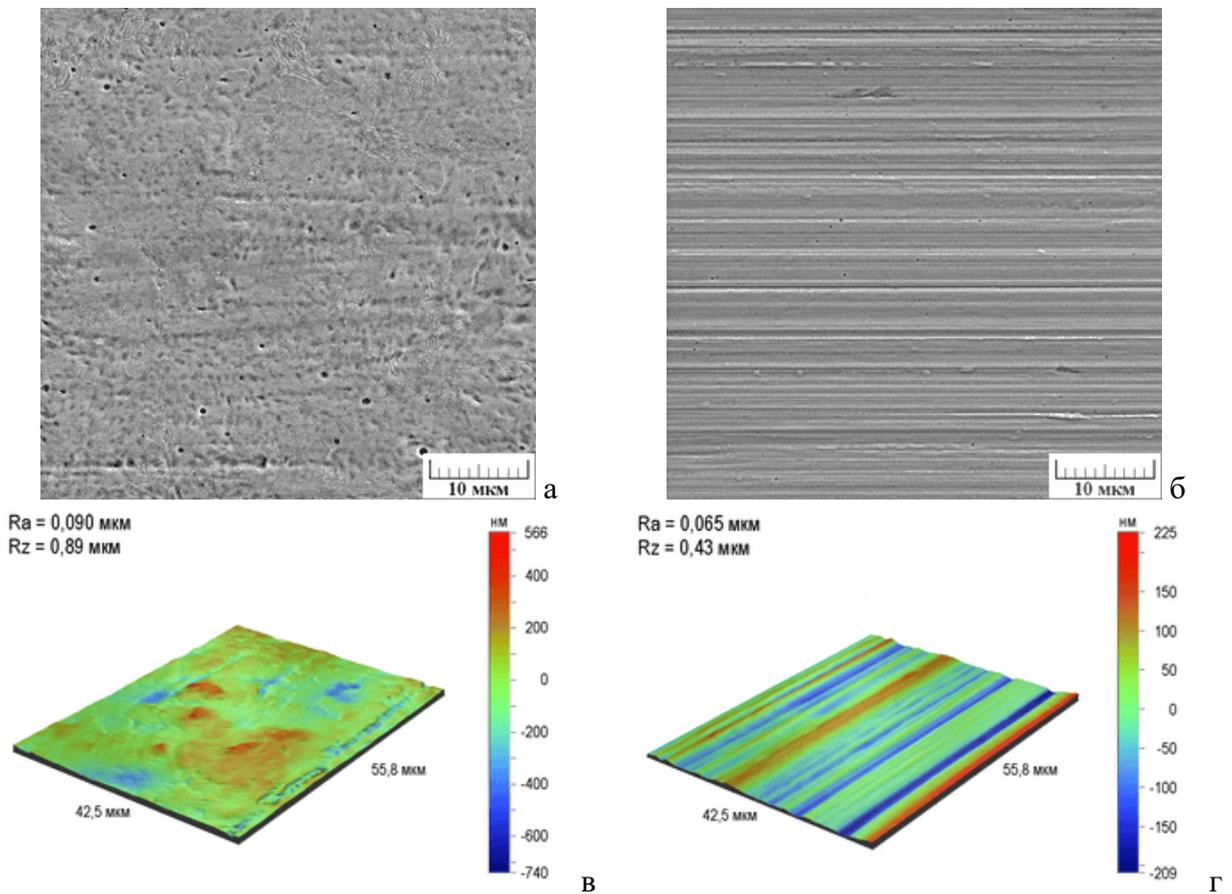


Рисунок 1.17 – Вид поверхности (а, б – СЭМ; в, г – оптическая профилометрия) стали У10 со структурой тонкопластинчатого перлита до (а, в) и после (б, г) фрикционной обработки

Формирование кристаллической структуры при интенсивной пластической деформации происходит в несколько стадий. В частности, при деформации армко-железа сдвигом под давлением наблюдали три стадии: 1) ячеистая дислокационная структура, 2) смешанная структура, образованная ячейками и микрокристаллитами с высокоугловыми границами, и 3) субмикроструктурная структура, образованная только микрокристаллитами [192]. Полученные результаты свидетельствуют о том, что подобная стадийность формирования структуры имеет место и при фрикционной обработке стали У10 со структурой тонкопластинчатого перлита. При этом в анализируемой области поверхностного слоя формирование нанокристаллической структуры до конца не завершено, о чем свидетельствует наличие отдельных участков ячеистой структуры на рисунке 1.19а. По-видимому, эта область находится в поверхностном слое на глубине 1-3 мкм, а не на самой поверхности, где существуют наиболее благоприятные условия для формирования нанокристаллической

структуры при фрикционной обработке [a7]. Следовательно, можно ожидать, что на самой поверхности нанокристаллическая структура полностью сформирована.

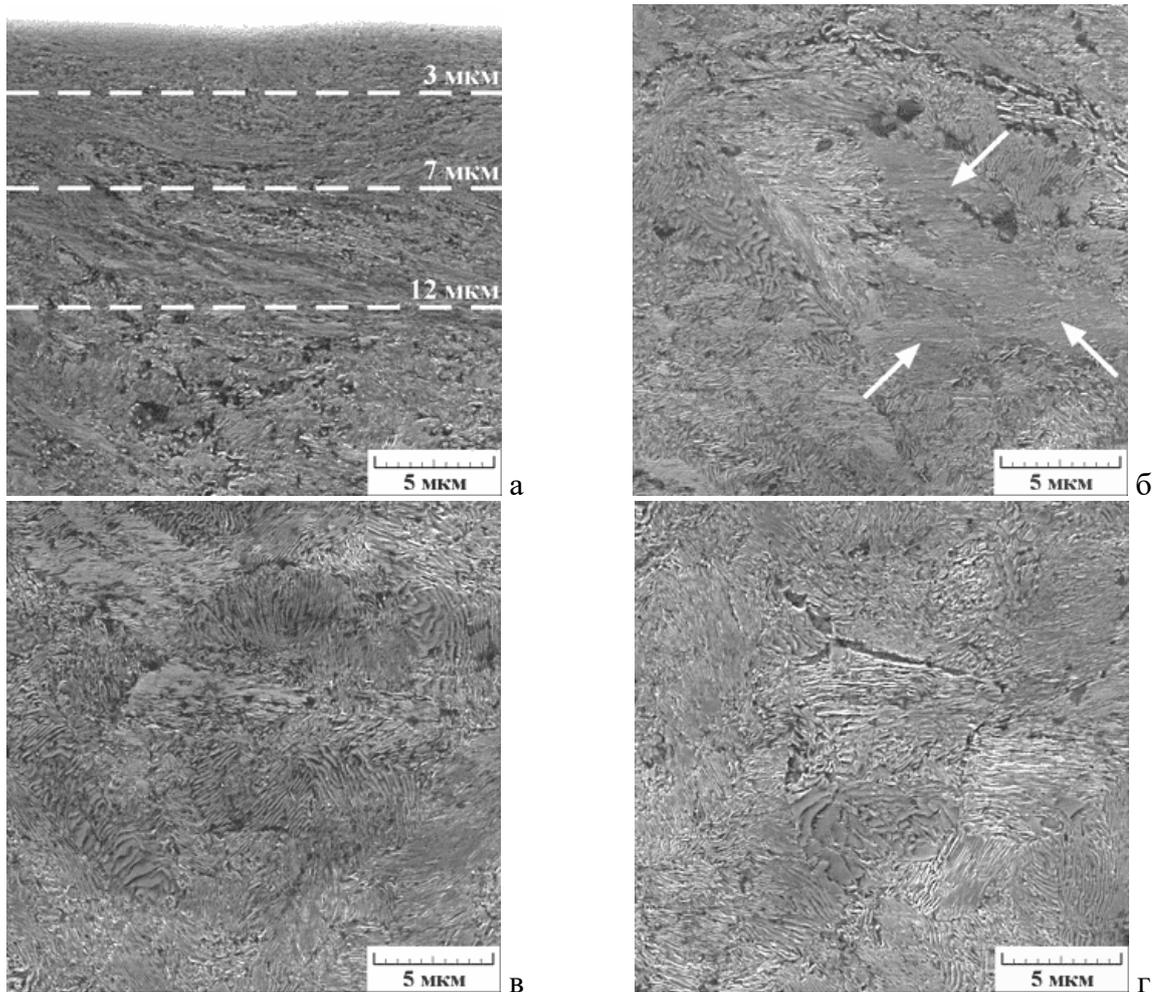


Рисунок 1.18 – Микроструктура (СЭМ) в поперечном сечении стали У10 со структурой тонкопластинчатого перлита после фрикционной обработки на глубине 0-20 мкм (а), 20-40 мкм (б), 40-60 мкм (в) и 60-80 мкм (г). Стрелками обозначены колонии несовершенного перлита

На глубине от 5-7 до 10-12 мкм наблюдается деформированная структура с вытянутыми зернами феррита, в которой также присутствуют частицы раздробленных цементитных пластин (рисунок 1.18а). На глубине от 12 до 40-50 мкм структура представляет собой смесь несовершенных и совершенных перлитных колоний (рисунок 1.18б, в). Колонии несовершенного перлита (указаны стрелками на рисунке 1.18б) представляют собой колонии, в которых образовалось много дефектных мест, в том числе раздробленных деформацией цементитных пластин. Совершенными перлитными колониями являются колонии, не имеющие дефектов, либо число дефектов в них составляет небольшое количество [193]. По мере удаления от деформированной поверхности, доля колоний совершенного перлита возрастает (рисунок 1.18б, в). В колониях несовершенного перлита возникает фрагментированная структура двух типов: первичная и вторичная. Первичная фрагментированная структура образуется в тех

местах перлитной структуры, где цементитные пластины в результате пластической деформации не были разрушены, и характеризуется наличием искажений в структуре. Вторично фрагментированный перлит представляет собой смесь ферритных зерен, декорированных цементитом [193]. На рисунке 1.19д, е представлен участок фрагментированной перлитной структуры, в котором перлитные колонии в результате воздействия деформации изгибаются вокруг скоплений ферритных зерен. В других участках (рисунок 1.19ж, з) наблюдаются достаточно крупные зерна феррита правильной формы, а частицы цементита наблюдаются не только по границам, но и по всему объему ферритных зерен. Расчет среднего размера зерна  $\alpha$ -фазы дает величину  $d_{\alpha} = 186 \pm 2$  нм (см. рисунок 1.19е), а частиц цементита  $d_{\text{cem}} = 10 \pm 2$  нм (см. рисунок 1.19з). На глубине более 50 мкм наблюдается перлитная структура, практически не отличающаяся от исходной структуры недеформированной стали У10 (рисунок 1.18г).

Из таблицы 1.4 следует, что по сравнению с термической обработкой фрикционная обработка приводит к резкому повышению микротвердости (от 450 до 1040 HV0,05) поверхности стали У10 со структурой тонкопластинчатого перлита. Твердость металла связана с его способностью к пластической деформации. Все основные механизмы упрочнения (дислокационное упрочнение, твердорастворное упрочнение, упрочнение дисперсными частицами и зернограницное упрочнение) создают препятствия для движения дислокаций, что в свою очередь затрудняет пластическую деформацию металла и способствует его упрочнению. Согласно уравнению Холла-Петча, чем меньше размер зерна, тем выше твердость материала. Однако величина твердости материала  $H$  зависит от механизма деформации, преобладающего при данном размере зерна  $d$ . Существует критическая величина размера зерна  $d_c \approx 10$  нм, при котором может быть достигнута максимальная твердость  $H_{\text{max}}$ . Область вблизи  $H_{\text{max}}$  соответствует постепенному переходу от внутризеренных процессов при  $d > d_c$ , когда преобладает дислокационный механизм деформации и выполняется соотношение Холла-Петча ( $H \sim d^{-1/2}$ ), к межзеренным процессам при  $d < d_c$ , когда преобладающим механизмом деформации становится зернограницное скольжение [194]. Полученные результаты свидетельствуют о том, что размер зерна  $\alpha$ -фазы в поверхностном слое стали после фрикционной обработки на порядок меньше толщины ферритных пластин в исходном недеформированном состоянии (см. рисунок 1.4в, г) и близок к критическому ( $d_{\alpha} = 12$  нм, см. рисунок 1.19б). Следовательно, в результате фрикционной обработки стали У10 со структурой тонкопластинчатого перлита был достигнут максимально возможный уровень зернограницного упрочнения. Это обуславливает такие высокие значения микротвердости поверхности стали (см. таблицу 1.4).

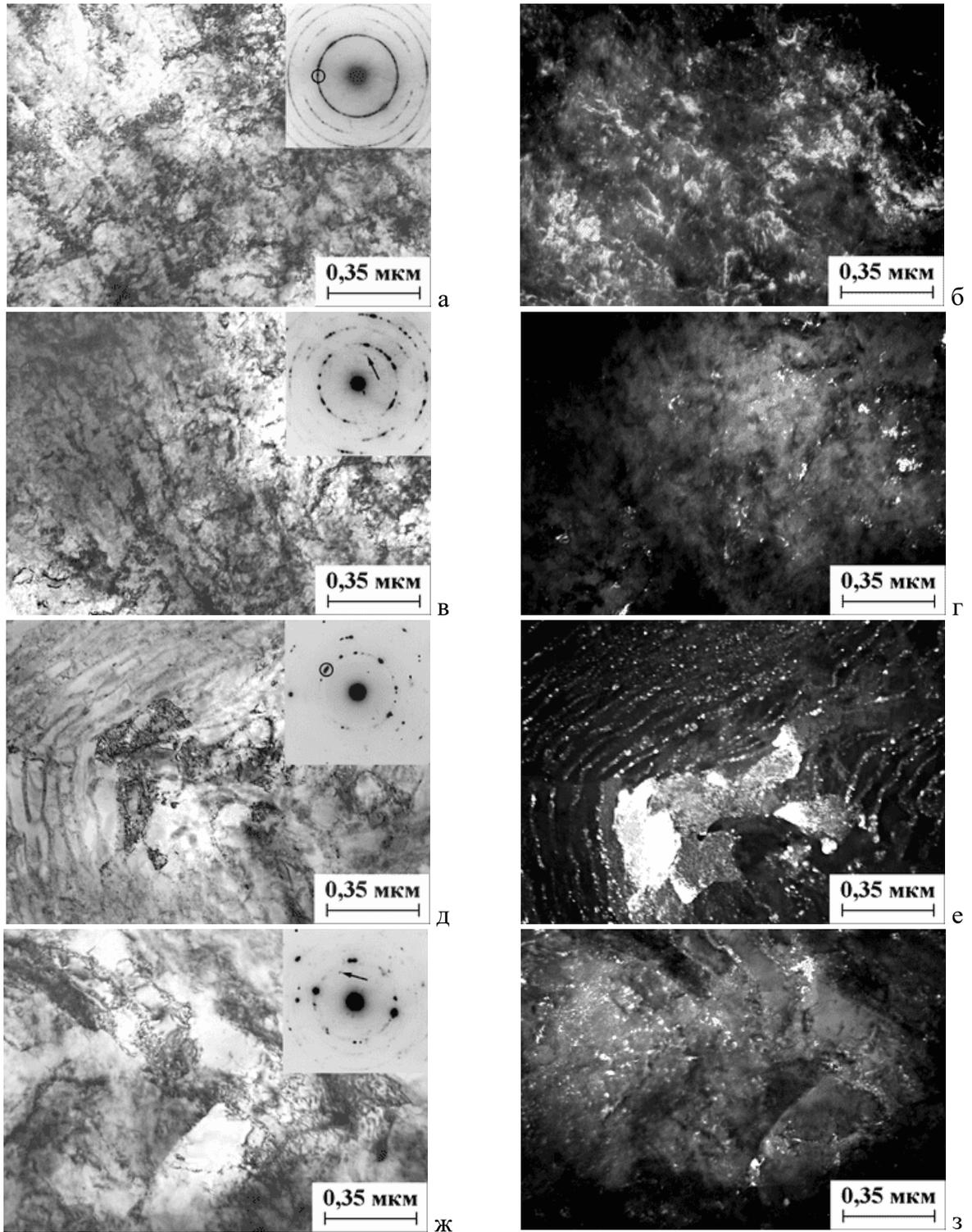


Рисунок 1.19 – Микроструктура (ПЭМ) стали У10 со структурой тонкопластинчатого перлита после фрикционной обработки на глубине 1 мкм (а, б), на глубине 5 мкм (в, г) и на глубине 25 мкм (д-з). а, в, д, ж – светлопольные изображения с соответствующими микроэлектронogramмами; б, е – темнопольные изображения в рефлексах (110) $\alpha$  (обозначены окружностями на микроэлектронogramмах на рис. а, д); г, з – темнопольные изображения в рефлексах (012) $\text{Fe}_3\text{C}$  (обозначены стрелками на микроэлектронogramмах на рис. в, ж)

Таблица 1.4 – Микротвердость HV0,05, интегральная ширина В рентгеновской линии (110) $\alpha$  и величина остаточных напряжений в  $\alpha$ -фазе перлита  $\sigma_\alpha$  для стали У10 со структурой тонкопластинчатого перлита

Режим обработки	HV0,05	$V_{(110)\alpha}$ , мин	$\sigma_\alpha$ , МПа
Без поверхностного упрочнения	450±6	40,4	+6
После фрикционной обработки	1040±7	62,6	-1565

Повышенная микротвердость стали У10 после фрикционной обработки обусловлена не только сильным диспергированием перлитной структуры (см. рисунок 1.19а, б), но также распадом цементита и увеличением концентрации углерода в  $\alpha$ -фазе [68, 173, 195, 196], то есть протеканием процесса деформационного динамического старения. Данный процесс заключается в закреплении многочисленных дислокаций, образующихся в феррите, атомами углерода и повышает уровень деформационного упрочнения стали [97, 70]. Об образовании дислокаций в феррите свидетельствует ширина В рентгеновской линии (110) $\alpha$ , которая возрастает от 40,4 до 62,6 мин (см. таблицу 1.4). Последние исследования с использованием томографической атомно-зондовой микроскопии (Atom Probe Tomography, АРТ), которая позволяет проводить химический анализ на атомарном уровне, также подтверждают, что распад цементита в сильнодеформированном перлите определяется взаимодействием атомов углерода с дислокациями [197]. Отметим, что цементит в тонкопластинчатом перлите частично распадается даже при многоцикловом усталостном нагружении, когда имеет место упругое деформирование (см. рисунок 1.9в, г).

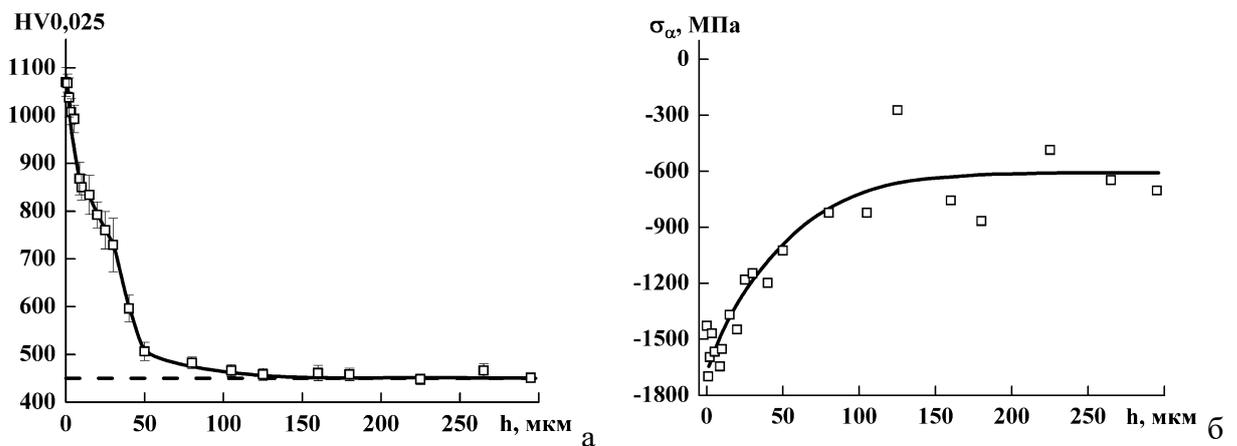


Рисунок 1.20 – Распределение микротвердости HV0,025 (а) и остаточных напряжений в  $\alpha$ -фазе перлита  $\sigma_\alpha$  (б) по глубине  $h$  упрочненного слоя стали У10 со структурой тонкопластинчатого перлита

Поверхностный слой, упрочненный фрикционной обработкой, характеризуется сильным отрицательным градиентом твердости в слое глубиной до 50 мкм (глубина эффективного упрочнения) и общей глубиной упрочнения около 100 мкм, о чем свидетельствуют результаты распределения микротвердости по глубине упрочненного слоя (рисунок 1.20а). Наблюдаемый характер распределения микротвердости приблизительно следует экспоненциальному закону, что соответствует результатам расчетов методом конечных элементов [а7, 118]. Анализ напряженно-деформированного состояния свидетельствует о том, что в накоплении пластической деформации при фрикционной обработке определяющую роль играет сдвиговая компонента деформации [118]. Именно деформация сдвига способствует развитию ротационного механизма пластической деформации, который приводит к формированию нанокристаллических структур в поверхностях трения [198, 199].

Фрикционная обработка стали У10 приводит также к формированию в упрочненном поверхностном слое благоприятных сжимающих остаточных напряжений  $\sigma_\alpha = -1565$  МПа (см таблицу 1.4; рисунок 1.20б). Это может оказать благоприятное комплексное влияние на усталостную прочность, поскольку вследствие малого количества концентраторов напряжений на гладкой поверхности (см. рисунок 1.17) возрастает время зарождения усталостных микротрещин, а сжимающие напряжения сдерживают их развитие. Несмотря на достаточно большую величину сжимающих остаточных напряжений  $\sigma_\alpha$  в поверхностном слое, его прочность существенно выше, чем прочность материала основы, и такой уровень сжимающих напряжений является безопасным с точки зрения возможного разрушения. Причиной повышенной прочности тонких слоев является высокая плотность дислокаций, которые сильно закреплены точечными дефектами или поверхностью слоя, в результате чего их подвижность при деформации затруднена [200]. В случае практической необходимости снижения уровня сжимающих напряжений, это может быть достигнуто путем варьирования параметров обработки, в частности, нагрузки на индентор. Таким образом, фрикционная обработка скользящим индентором высокоуглеродистой перлитной стали У10 является наноструктурирующей обработкой, формирующей качественную поверхность с низкой шероховатостью (с параметрами  $R_a = 0,065$  мкм,  $R_z = 0,43$  мкм), повышенной микротвердостью (1040 HV<sub>0,05</sub>) и благоприятными остаточными напряжениями ( $\sigma_\alpha = -1565$  МПа).

В таблице 1.5 приведены данные микроиндентирования, из которых следует, что по сравнению с термической обработкой, фрикционная обработка стали У10 со структурой тонкопластинчатого перлита приводит к уменьшению значений максимальной и остаточной глубины вдавливания индентора  $h_{\max}$  и  $h_p$ , росту твердости по Мартенсу НМ и твердости вдавливания при максимальной нагрузке  $H_{IT}$ . Наблюдается также рост работы обратной упругой деформации вдавливания  $W_e$ . Величина  $W_e$  зависит от отношения твердости к модулю

упругости материала, а именно, чем выше это отношение, тем большая работа затрачивается на упругую деформацию и тем большая энергия упругой деформации высвобождается при снятии измерительной нагрузки [201]. Общая механическая работа вдавливания  $W_t$  после фрикционной обработки, напротив, снижается (см. таблицу 1.5), поскольку упрочненный с помощью фрикционной обработки поверхностный слой обладает меньшей пластичностью, чем термически обработанная сталь У10, и, соответственно, меньше деформируется при микроиндентировании. Отметим, что фрикционная обработка не повлияла на величину контактного модуля упругости  $E^*$  стали У10 (см. таблицу 1.5), так как модули упругости металлов и сплавов являются, за некоторым исключением [202], структурно малочувствительными свойствами.

Таблица 1.5 – Результаты микроиндентирования при максимальной нагрузке на индентор Виккерса 0,49 Н для стали У10 со структурой тонкопластинчатого перлита

Режим обработки	$h_{max}$ , мкм	$h_p$ , мкм	НМ, ГПа	$H_{IT}$ , ГПа	$E^*$ , ГПа	$W_e$ , нДж	$W_t$ , нДж
Без поверхностного упрочнения	2,11±0,04	1,79±0,05	4,0±0,2	5,0±0,2	213±4	67,0±0,8	349±6
После фрикционной обработки	1,56±0,04	1,14±0,05	7,2±0,4	10,7±0,6	216±8	96±4	272±8

Таким образом, данные микроиндентирования согласуются с результатами металлографического, дюрметрического и рентгеноструктурного анализа и свидетельствуют о существенном упрочнении стали У10 со структурой тонкопластинчатого перлита после фрикционной обработки скользящим индентором. Важно подчеркнуть, что в некоторых случаях фрикционная обработка может приводить к снижению или росту контактного модуля упругости, однако причина его изменения оставалась неясной. Структурный механизм изменения модуля упругости при фрикционной обработке будет подробно рассмотрен в главе 4.

Таблица 1.6 – Параметры  $R_e$ ,  $H_{IT}/E^*$  и  $H_{IT}^3/E^{*2}$  для стали У10 со структурой тонкопластинчатого перлита

Режим обработки	$R_e$ , %	$H_{IT}/E^*$	$H_{IT}^3/E^{*2}$ , ГПа
Без поверхностного упрочнения	15,2	0,023	0,0028
После фрикционной обработки	26,9	0,050	0,0263

На основе измеряемых при индентировании характеристик были также определены параметры, по которым оценивают способность поверхностных слоев различных материалов

сопротивляться механическому контактному воздействию, включая износ [98, 119], и, соответственно, выдерживать эксплуатационные нагрузки. Так, отношение твердости вдавливания к контактному модулю упругости  $H_{IT}/E^*$  (удельная контактная твердость) [17, 18] и упругое восстановление  $R_e = ((h_{max} - h_p)/h_{max}) \times 100\%$  [19–21] характеризуют упругую деформацию (долю упругой деформации в общей деформации) и, соответственно, способность материала сопротивляться нагружению без пластического деформирования. Отношение  $H_{IT}^3/E^{*2}$  принято считать характеристикой сопротивления пластической деформации, поскольку напряжение течения материала  $P_y$  пропорционально указанному отношению ( $P_y \sim H^3/E^{*2}$ ) [23]. Параметры  $R_e$ ,  $H_{IT}/E^*$  и  $H^3/E^{*2}$  являются универсальными характеристиками, позволяющими сравнивать материалы различных классов, поскольку сопротивление материала механическому воздействию зависит как от его твердости, так и от модуля упругости. Поясним это на примере (рисунок 1.21). Допустим, имеется два материала 1 и 2 с одинаковой прочностью  $\sigma_f$ , но различным модулем упругости, причем  $E_2 > E_1$ . Соответственно, параметры  $R_e$ ,  $H_{IT}/E^*$  и  $H^3/E^{*2}$  для материала 1 будут выше, чем для материала 2. Твердая частица внедряется в поверхность обоих материалов и деформирует ее до определенной степени  $\delta$ , причем  $\delta E_2 > \sigma_f > \delta E_1$ . При таком контактном воздействии, напряжения в материале 1 еще не достигают критических значений, тогда как материал 2 уже должен разрушиться (см. рисунок 1.21).

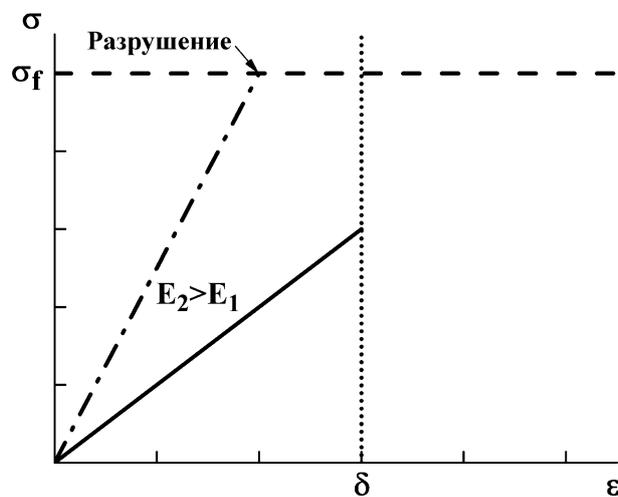


Рисунок 1.21 – Схема, поясняющая влияние модуля упругости на сопротивление материала контактному механическому воздействию

Данные таблицы 1.6 показывают, что параметры  $R_e$ ,  $H_{IT}/E^*$  и  $H^3/E^{*2}$  существенно возрастают после фрикционной обработки. Следовательно, по сравнению с термической обработкой, фрикционная обработка стали У10 со структурой тонкопластинчатого перлита должна повысить сопротивление стали механическому контактному воздействию. С целью экспериментальной проверки способности стали У10 с различным структурным состоянием

поверхности выдерживать контактные нагрузки, были проведены контактно-усталостные испытания по схеме пульсирующего неударного контакта «шар-плоскость» в условиях повторяющегося упругопластического деформирования с различной максимальной нагрузкой.

#### 1.4.2 Влияние упрочненного поверхностного слоя на особенности деформирования и разрушения стали У10 при статическом растяжении и контактно-усталостном нагружении

Результаты механических испытаний на статическое растяжение стали У10 со структурой тонкопластинчатого перлита представлены в таблице 1.7 и на рисунке 1.22.

Таблица 1.7 – Прочностные (условный предел текучести  $\sigma_{0,2}$ , временное сопротивление разрыву  $\sigma_B$ , напряжение разрушения  $\sigma_K$ ) и пластические (равномерное  $\delta_R$  и общее  $\delta_K$  удлинение) характеристики при статическом растяжении стали У10 со структурой тонкопластинчатого перлита

Режим обработки	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_K$ , МПа	$\delta_R$ , %	$\delta_K$ , %
Без поверхностного упрочнения	1080	1510	1425	6,5	8,6
После фрикционной обработки	1080	1515	1480	6,2	7,2

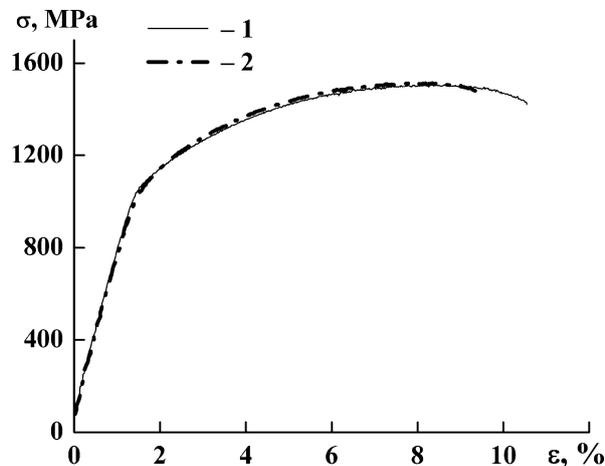


Рисунок 1.22 – Кривые нагружения при одноосном растяжении стали У10 со структурой тонкопластинчатого перлита до (1) и после (2) фрикционной обработки

Как следует из таблицы 1.7, фрикционная обработка практически не оказывает влияние на механические свойства стали У10 со структурой тонкопластинчатого перлита, в отличие, например, от отожженной стали 20 (стали Ст3) [а4, а7, а38]. При этом предел текучести  $\sigma_{0,2}$  и временное сопротивление разрыву  $\sigma_B$  изменяются незначительно, напряжение разрушения  $\sigma_K$  возрастает на 65 МПа; равномерное удлинение  $\delta_R$  практически не изменяется, общее удлинение  $\delta_K$  снижается на 1,4 %, оставаясь при этом достаточно высоким ( $\delta_K = 7,2\%$ ). Вид кривой

нагружения при этом также не изменяется, и образец сохраняет однородное течение в ходе пластического деформирования (рисунок 1.22).

Следует отметить, что однородное пластическое течение на начальной стадии деформирования при статическом растяжении характерно для сталей после фрикционной обработки. В частности, признаком однородного течения является исчезновение зуба и площадки текучести на кривых растяжения отожженной стали 20, подвергнутой фрикционной обработке [а4, а7, а38]. Неоднородное течение материала на начальном этапе деформирования при статическом растяжении характерно для грубодисперсной структуры и обусловлено отсутствием в объеме образца распределенных мезоконцентраторов напряжений и, следовательно, ограниченного объема материала, одновременно вовлекаемого в пластическое течение [174, 203]. В этом случае, как правило, деформация при растяжении на начальном этапе нагружения развивается путем фронтального распространения одной мезополосы локализованной деформации (полосы Людерса-Чернова). Структура тонкопластинчатого перлита характеризуется сильной дисперсностью (см. рисунок 1.4в, г), а после фрикционной обработки в стали формируется еще более дисперсная структура (см. рисунки 1.18а; 1.19). Соответственно, такие структуры обладают протяженными межфазными или межзеренными границами раздела. Границы раздела являются концентраторами напряжений, релаксация которых приводит к вовлечению в пластическое течение бóльшего объема материала [204, 205], что проявляется в однородном пластическом течении стали на начальном этапе деформирования при статическом растяжении (см. рисунок 1.22). Некоторое снижение величины общего удлинения стали после фрикционной обработки может быть обусловлено формированием поверхностных микротрещин [а7, а38], которые способствуют более быстрому разрушению образца после образования шейки. Таким образом, по сравнению с термической обработкой, фрикционная обработка не оказывает существенного влияния на механические свойства стали У10 при статическом растяжении. По-видимому, это обусловлено относительно небольшой глубиной эффективного упрочнения (50 мкм; см. рисунок 1.20а), которое с двух сторон образца не превышает 5 % от его толщины (2,2 мм).

Результаты расчета контактных напряжений и глубины пятен контакта приведены в таблице 1.8. Отметим, что величина контактных напряжений  $\sigma_{z \max}$  может в несколько раз превышать временное сопротивление разрыву  $\sigma_B$  (см. таблицу 1.7). Согласно теории упругости, способность материалов выдерживать высокие контактные напряжения обусловлена тем, что наиболее опасное напряженное состояние наступает не у поверхности контакта, а на некоторой глубине, где материал находится в условиях всестороннего сжатия [15, 152].

Таблица 1.8 – Максимальные нормальные напряжения  $\sigma_{z \max}$  в зоне контакта шара с плоскостью при максимальной нормальной нагрузке  $P_{\max}$ , и глубина пятен контакта  $h_{cs}$  на поверхности стали У10 со структурой тонкопластинчатого перлита

$P_{\max}$ , кН	$\sigma_{z \max}$ , МПа	$h_{cs}$ , мкм	
		До фрикционной обработки	После фрикционной обработки
1,09	3995	12,7	6,2
1,70	4700	19,8	19,8
2,54	5405	25,7	24,8
3,62	6110	33,5	33,5
4,99	6815	47,0	47,0
6,67	7520	62,9	60,1
8,69	8225	79,5	91,1

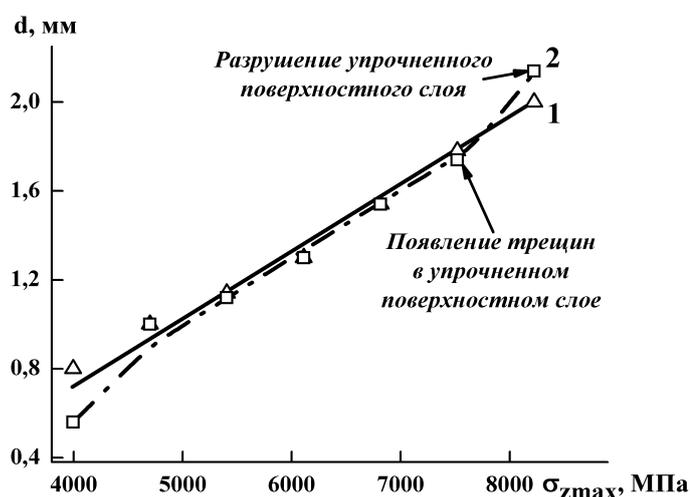


Рисунок 1.23 – Влияние максимальных нормальных напряжений  $\sigma_{z \max}$  в зоне контакта на диаметр пятна контакта  $d$  после контактно-усталостных испытаний с числом циклов нагружения  $N = 10^6$  стали У10 со структурой тонкопластинчатого перлита до (1) и после (2) фрикционной обработки

Результаты контактно-усталостных испытаний стали У10 со структурой тонкопластинчатого перлита до и после фрикционной обработки представлены на рисунках 1.23–1.27. В качестве критериев для оценки стойкости материалов в условиях циклического воздействия индентора использовали изменение размера пятна контакта на поверхности стали в зависимости от величины контактных напряжений и числа циклов нагружения [206–208], и появление трещин по контуру пятна контакта [206]. Из данных, приведенных на рисунке 1.23 видно, что для стали У10 со структурой тонкопластинчатого перлита, которая не была подвергнута фрикционной обработке, наблюдается практически линейный рост диаметра пятна контакта с увеличением контактных напряжений. При испытаниях с максимальной нагрузкой

$P_{\max} = 8,69$  кН на базе  $N = 10^6$  циклов, увеличение числа циклов нагружения не сопровождается ростом размера контактных повреждений (рисунок 1.24).

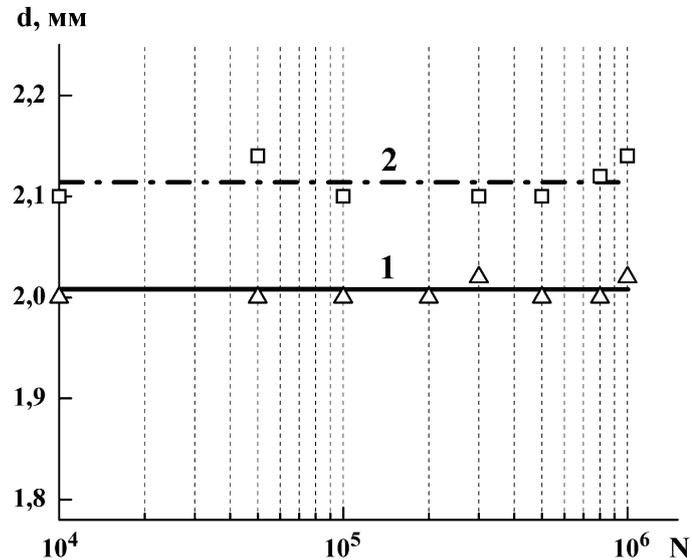


Рисунок 1.24 – Влияние числа циклов нагружения  $N$  на диаметр пятна контакта  $d$  после контактно-усталостных испытаний с максимальной нагрузкой  $P_{\max} = 8,69$  кН ( $\sigma_{z \max} = 8225$  МПа) стали У10 со структурой тонкопластинчатого перлита до (1) и после (2) фрикционной обработки

Исследование пятен контакта методом электронной сканирующей микроскопии (рисунок 1.25) показало, что в процессе контактно-усталостного нагружения стали У10 со структурой тонкопластинчатого перлита, которая не была подвергнута фрикционной обработке, не развиваются процессы трещинообразования. Это выражается в отсутствии формирования кольцевых или радиальных трещин, а также растрескивания внутри пятен контакта (см. рисунок 1.25а-в). Трещины при контактно-усталостном нагружении, возникающие, как правило, на поверхности материала в зоне действия максимальных растягивающих напряжений, способствуют снятию (релаксации) остаточных напряжений [208]. Отсутствие трещин свидетельствует о том, что исследуемый материал обладает достаточным запасом пластичности в условиях контактно-усталостного нагружения по схеме пульсирующего неударного контакта «шар-плоскость», и релаксация напряжений происходит без образования трещин. Поскольку разрушение материала не происходит, то, соответственно, не наблюдается и рост диаметра пятен контакта даже при  $10^6$  циклов нагружения.

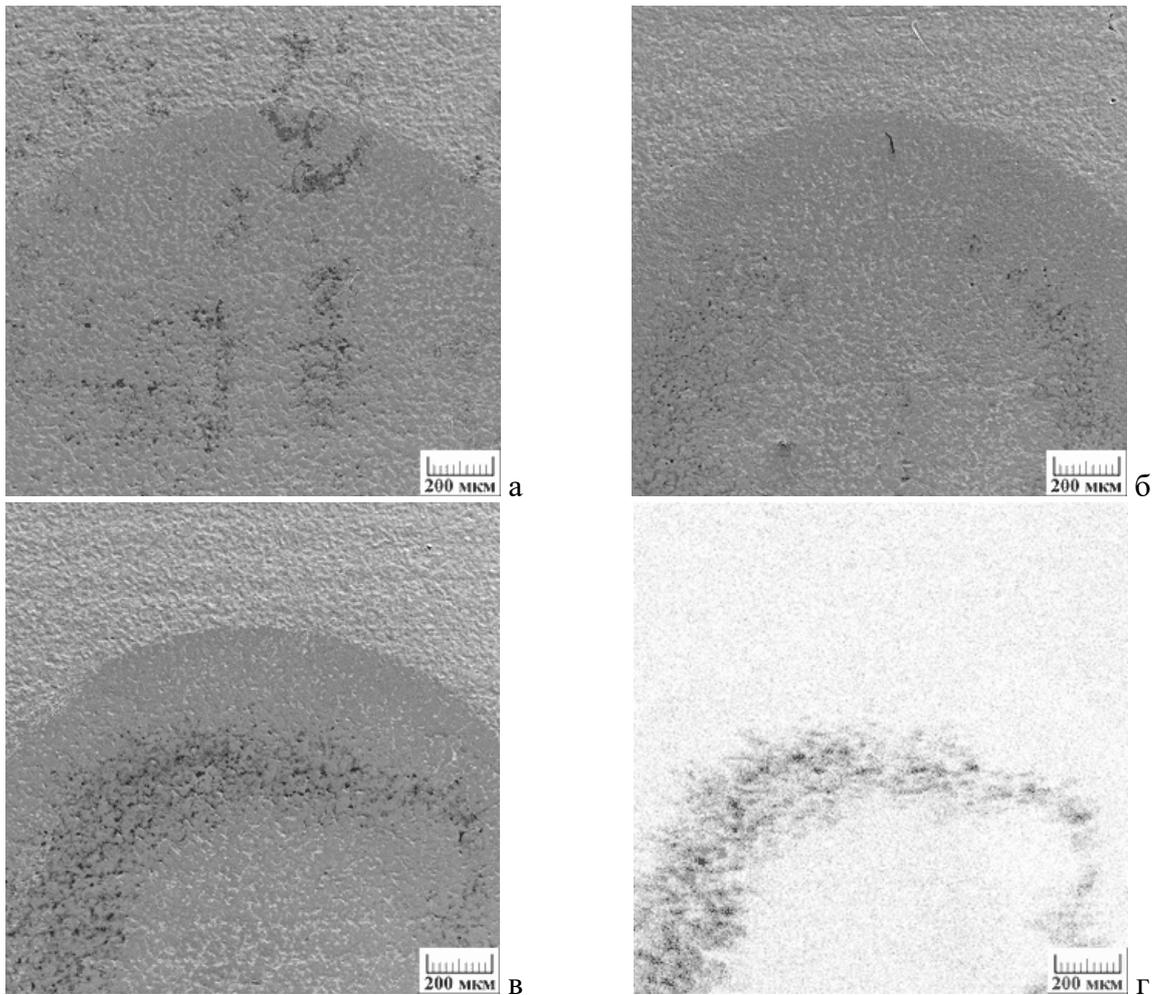


Рисунок 1.25 – Вид пятен контакта (а-в) и карта распределения кислорода в поверхностном слое (г) после контактно-усталостных испытаний с максимальной нагрузкой  $P_{\max} = 8,69$  кН с числом циклов нагружения  $N = 10^4$  (а),  $5 \times 10^5$  (б) и  $10^6$  (в, г) стали У10 со структурой тонкопластинчатого перлита (а-в – СЭМ; г – ЭДС)

Исследование химического состава пятен контакта методом рентгеноспектрального микроанализа показало, что поверхностный слой внутри пятен контакта насыщается атомами кислорода с образованием оксидных пленок (см. рисунок 1.25г). Однако, процесс окисления не приводит к растрескиванию и разрушению материала (см. рисунок 1.25а-в). Необходимо отметить, что в центральной части пятен контакта практически не наблюдается образования оксидных пленок. Это обусловлено тем, что в центральной зоне не происходит скольжения контактирующих поверхностей друг относительно друга и, соответственно, не развиваются процессы фреттинг-износа [209].

После фрикционной обработки, изменение диаметра пятна контакта для стали У10 со структурой тонкопластинчатого перлита носит более сложный характер. При величине контактных напряжений  $\sigma_{z \max} = 3995$  МПа, фрикционная обработка приводит к существенному уменьшению диаметра пятна контакта (от 0,8 до 0,56 мм, см. рисунок 1.23) по сравнению со сталью до фрикционной обработки. По-видимому, при таком уровне контактных напряжений

преимущественно происходит пластическая деформация упрочненного поверхностного слоя, а нижележащие слои не испытывают существенной пластической деформации. Из таблицы 1.8 видно, что при данных условиях нагружения контактные повреждения сосредоточены в тонком поверхностном слое глубиной  $h \sim 6$  мкм, который обладает максимальной твердостью (см. таблицу 1.4; рисунок 1.20) и повышенными значениями параметров  $R_e$ ,  $H_{IT}/E^*$  и  $H_{IT}^3/E^{*2}$  (см. таблицу 1.6). Это обуславливает наблюдаемое уменьшение диаметра пятна контакта на поверхности стали У10 после фрикционной обработки.



Рисунок 1.26 – Вид пятна контакта (СЭМ) после контактно-усталостных испытаний с максимальной нагрузкой  $P_{max} = 6,67$  кН ( $\sigma_{z max} = 7520$  МПа) с числом циклов нагружения  $N = 10^6$  стали У10 со структурой тонкопластинчатого перлита после фрикционной обработки. Штриховой линией обозначен край пятна контакта

При величине контактных напряжений  $\sigma_{z max}$  в диапазоне от 4700 до 7520 МПа, диаметр пятен контакта на поверхности стали У10 со структурой тонкопластинчатого перлита до и после фрикционной обработки имеет близкие значения, соответственно, глубина пятен контакта также практически одинаковая (см. таблицу 1.8). Это может быть обусловлено градиентным характером упрочненного поверхностного слоя (см. рисунок 1.20) и пластической деформацией неупрочненного материала. По-видимому, при таком уровне контактных напряжений происходит не только пластическая деформация упрочненного поверхностного слоя, но и его вдавливание вглубь материала за счет пластической деформации нижележащих слоев. Электронно-микроскопическое исследование пятен контакта показало отсутствие трещинообразования до величины контактных напряжений  $\sigma_{z max} = 7520$  МПа, когда наблюдается появление кольцевых трещин по контуру пятна контакта (рисунок 1.26). Данный результат свидетельствует о том, что релаксация напряжений в упрочненном поверхностном слое происходит без образования трещин вплоть до величины контактных напряжений  $\sigma_{z max} = 7520$  МПа.

При наибольшей величине контактных напряжений  $\sigma_{z \max} = 8225$  МПа, диаметр пятна контакта на поверхности стали У10 со структурой тонкопластинчатого перлита после фрикционной обработки выше, чем до фрикционной обработки (соответственно 2,14 и 2,00 мм, см. рисунки 1.23; 1.24). Глубина пятна контакта при этом возрастает от 79,5 до 91,1 мкм (см. таблицу 1.8), и контактные повреждения охватывают практически весь упрочненный поверхностный слой (см. рисунок 1.20), то есть происходит его продавливание и разрушение. Из данных, приведенных на рисунке 1.24, видно, что при таких контактных нагрузках разрушение упрочненного поверхностного слоя происходит уже при  $10^4$  циклов нагружения. При этом с ростом числа циклов нагружения не наблюдается увеличения размера контактных повреждений. Следовательно, упрочненный поверхностный слой после своего разрушения уже не оказывает влияния на сопротивление разрушению стали У10 со структурой тонкопластинчатого перлита при контактно-усталостном нагружении.

Исследование пятен контакта методом электронной сканирующей микроскопии (рисунок 1.27) показало, что после фрикционной обработки, сталь У10 со структурой тонкопластинчатого перлита подвергается растрескиванию внутри пятен контакта уже на начальных стадиях контактно-усталостного нагружения при испытаниях с максимальной нагрузкой (см. рисунок 1.27а, б). Согласно данным рентгеноспектрального микроанализа (см. рисунок 1.27в), поверхностный слой внутри пятен контакта насыщается атомами кислорода с образованием оксидных пленок, как и в случае нагружения стали без фрикционной обработки (см. рисунок 1.25г). Кроме того, из этих данных видно, что насыщение поверхностного слоя атомами кислорода происходит при фрикционной обработке (см. рисунок 1.27, участки поверхности за пределами пятен контакта), что облегчает растрескивание материала внутри пятен контакта. Отметим, что насыщение поверхности кислородом происходит неравномерно: наблюдается чередование участков, содержащих и не содержащих кислород. Известно, что обогащение кислородом сильнодеформированного поверхностного слоя увеличивает его хрупкость и приводит к ускоренному разрушению [199]. После  $10^6$  циклов нагружения также наблюдается образование радиальных трещин, распространяющихся от края пятна контакта по упрочненной поверхности материала (см. рисунок 1.27б, г, д). Видно, что радиальные трещины зарождаются на разрушенных участках внутри пятен контакта, при этом граница между участками, содержащими и не содержащими кислород, облегчает распространение радиальных трещин (рисунок 1.27г, е, ж). Насыщения поверхностного слоя атомами кислорода в ходе фрикционной обработки можно избежать, если проводить обработку в среде инертного газа.

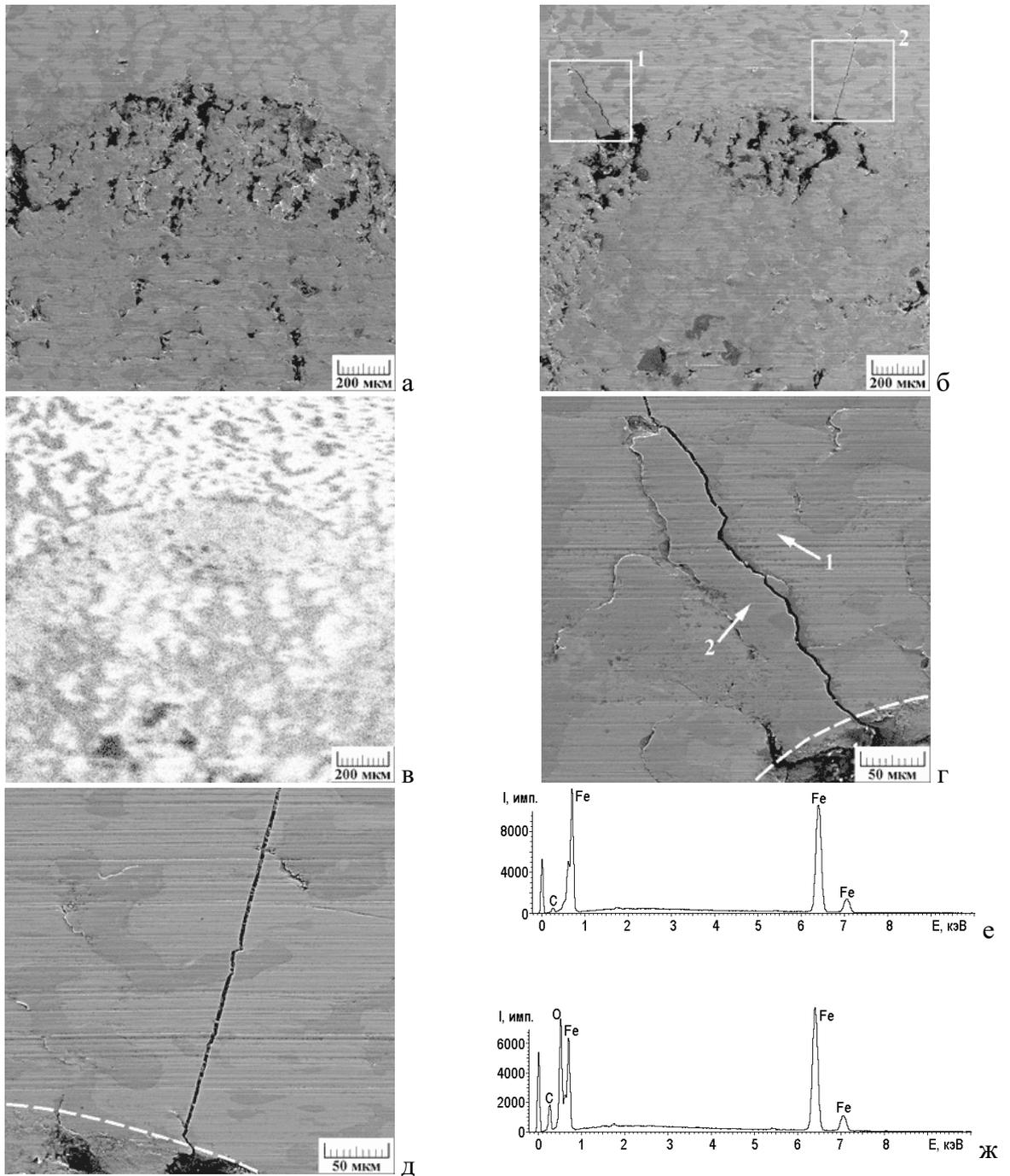


Рисунок 1.27 – Вид пятен контакта (а, б, г, д), карта распределения кислорода в поверхностном слое (в) и спектры элементов (е, ж) после контактно-усталостных испытаний с максимальной нагрузкой  $P_{\max} = 8,69$  кН ( $\sigma_{z \max} = 8225$  МПа) с числом циклов нагружения  $N = 5 \times 10^4$  (а) и  $10^6$  (б-ж) стали У10 со структурой тонкопластинчатого перлита после фрикционной обработки (а, б, г, д – СЭМ; в, е, ж – ЭДС). Контурами 1, 2 на рис. б обозначены участки, изображения которых представлены на рис. г, д. Стрелками 1, 2 на рис. г обозначены участки, спектры элементов для которых представлены на рис. е, ж. Штриховой линией обозначен край пятна контакта

Размер пятна контакта определяется двумя основными факторами: 1) пластическим деформированием (течением материала) поверхностного слоя под действием циклического контактного нагружения и 2) трещинообразованием, которое ослабляет поверхностный слой и способствует увеличению диаметра пятна контакта. Трещинообразование более активно

развивается в условиях многократного микропластического деформирования поверхностного слоя в условиях циклического сжатия [210]. Поэтому оба указанных фактора (и пластическое деформирование, и трещинообразование), определяющие размер пятна контакта, и, соответственно, стойкость при контактно-усталостном нагружении, обусловлены способностью материала сопротивляться пластической деформации при циклическом нагружении.

На сопротивление стали пластической деформации при циклическом нагружении наибольшее влияние оказывают следующие факторы: а) дисперсность структуры, б) количество частиц второй фазы (карбидов), в) плотность дефектов кристаллической решетки (дислокаций), г) форма карбидов, д) степень однородности структуры, и е) наличие остаточных напряжений. Стойкость стали при контактно-усталостном нагружении повышается с увеличением дисперсности ее структуры, количества дисперсных карбидов и плотности дислокаций. При этом стали со структурой пластинчатой феррито-цементитной смеси и с однородной структурой обладают более высокой стойкостью при контактно-усталостном нагружении, чем стали с глобулярными карбидами и со смешанной структурой. Остаточные напряжения сжатия повышают стойкость стали при контактно-усталостном нагружении, тогда как растягивающие напряжения значительно понижают ее [211].

Наблюдаемая высокая контактная выносливость стали У10 со структурой тонкопластинчатого перлита (см. рисунки 1.23–1.25; таблицу 1.8), следовательно, обусловлена сильной дисперсностью и однородностью структуры, большим количеством карбидных частиц и их пластинчатой формой (см. рисунки 1.4в, г; 1.18в, г), а также наличием внутренних микронапряжений и повышенной дефектностью цементита в тонкопластинчатом перлите [29, 39–41]. Повышение контактной выносливости стали после фрикционной обработки, когда контактные повреждения сосредоточены в тонком поверхностном слое, обусловлено формированием еще более дисперсной нанокристаллической структуры с большим количеством дислокаций (см. рисунки 1.18а; 1.19а, б), а также высоким уровнем сжимающих остаточных напряжений (см. рисунок 1.20б).

Таким образом, наноструктурирующая фрикционная обработка стали У10 со структурой тонкопластинчатого перлита повышает стойкость поверхности стали в условиях интенсивного контактного взаимодействия, когда контактные повреждения сосредоточены в тонком поверхностном слое, обладающем максимальной твердостью и повышенными значениями параметров  $R_c$ ,  $H_{IT}/E^*$  и  $H_{IT}^3/E^{*2}$ . При увеличении контактных нагрузок, наблюдается вдавливание упрочненного поверхностного слоя вглубь материала за счет пластической деформации нижележащих слоев. Однако упрочненный слой способен выдерживать значительные контактные нагрузки без разрушения и разрушается, только когда контактные повреждения охватывают практически весь слой. При этом насыщение атомами кислорода поверхностного

слоя в ходе фрикционной обработки облегчает растрескивание материала как внутри, так и за пределами пятен контакта. После своего разрушения, упрочненный поверхностный слой уже не оказывает существенного влияния на сопротивление разрушению стали У10 со структурой тонкопластинчатого перлита при контактно-усталостном нагружении. Однако распространяющиеся радиальные трещины могут ослаблять соседние участки поверхности стали.

### 1.5 Выводы к главе 1

1. Установлено, что при статическом растяжении стали У10 (1,03 мас. % С) с перлитными структурами различного типа (грубопластинчатый перлит, тонкопластинчатый перлит, отожженный тонкопластинчатый перлит, частично сфероидизированный перлит) наибольшей прочностью и наименьшей пластичностью обладает сталь со структурой тонкопластинчатого перлита. Кратковременный отжиг тонкопластинчатого перлита при температуре 650 °С повышает пластичность стали и обеспечивает сохранение тонкопластинчатого строения перлита, который обладает повышенной прочностью.

2. Выявлено, что циклическое растяжение стали У10 в области многоциклового усталости сопровождается структурными изменениями, характер которых существенно зависит от типа перлитной структуры. Наибольшей усталостной долговечностью при циклическом растяжении обладают те структуры, которые оказываются способными претерпевать изменения в процессе нагружения, а именно, отожженный тонкопластинчатый перлит и частично сфероидизированный перлит. Наблюдаемые структурные изменения заключаются в фрагментации, дроблении, растворении и сфероидизации цементита. Установлено подобие структурных изменений в образцах стали У10 при циклическом растяжении и в железнодорожных колесах из перлитных сталей, подвергнутых длительной эксплуатации в условиях контактного нагружения.

3. С использованием магнитного метода проведена оценка усталостной деградации стали У10 со структурой отожженного тонкопластинчатого перлита при многоцикловом усталостном нагружении по схеме отнулевого знакопостоянного растяжения. При этом до появления усталостной трещины наблюдается увеличение тангенциальной составляющей вектора магнитной индукции образца в остаточном намагниченном состоянии и появляется неоднородность ее распределения по длине образца. Это обусловлено структурными изменениями (сфероидизацией цементитных пластин), протекающими в стали У10 при усталостном нагружении. При появлении магистральной усталостной трещины на графике распределения тангенциальной составляющей вектора магнитной индукции наблюдается ярко выраженный пик.

4. Выявлено, что фрикционная обработка скользящим индентором формирует на поверхности стали У10 (с исходной структурой тонкопластинчатого перлита) упрочненный слой, который характеризуется качественной поверхностью, высокой микротвердостью поверхности (1040 HV<sub>0,05</sub>) при общей глубине упрочнения около 100 мкм, благоприятными остаточными напряжениями ( $\sigma_\alpha = -1565$  МПа) и повышенным сопротивлением механическому контактному воздействию, о чем свидетельствуют данные микроиндентирования (возрастают значения параметров  $R_e$ ,  $H_{IT}/E^*$  и  $H_{IT}^3/E^{*2}$ ).

5. Установлено, что упрочненный поверхностный слой практически не оказывает влияние на механические характеристики стали У10 со структурой тонкопластинчатого перлита при статическом растяжении, однако способствует повышению контактной выносливости в условиях контактно-усталостного нагружения, если контактные повреждения сосредоточены в тонком поверхностном слое с сильно диспергированной структурой, высокой твердостью и остаточными сжимающими напряжениями. Насыщение атомами кислорода поверхностного слоя в ходе фрикционной обработки облегчает растрескивание материала и снижает контактно-усталостную прочность, что необходимо учитывать при выборе технологических параметров обработки, а именно, проводить обработку в среде инертного газа.

## 2 АНАЛИЗ УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТИ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ ФЕРРИТО-ПЕРЛИТНОЙ СТАЛИ 20

Низкоуглеродистые низколегированные стали находят массовое применение в промышленности благодаря своей низкой стоимости, высокой пластичности и хорошей свариваемости. Однако невысокие прочностные свойства низкоуглеродистых сталей обуславливают необходимость их дополнительной обработки. Благодаря хорошей пластичности, такие стали можно подвергать различным деформационным обработкам и получать изделия с низкой прочностью сердцевины и высокой поверхностной твердостью и износостойкостью (шестерни, червяки, детали трубопроводной арматуры и т.д.). При этом обработки с использованием методов ППД позволяют формировать в них градиентные слои с субмикро- и нанокристаллической структурой, обладающие высоким комплексом механических свойств. Например, поверхностное наноструктурирование низкоуглеродистой стали с исходной феррито-перлитной структурой наблюдали при использовании механической обработки SMAT (surface mechanical attrition treatment) [105], когда в результате ультразвуковой обработки шариками в вакууме обрабатываемая поверхность подвергается не только ударному нагружению, но и трению скольжения при соударении шариков с поверхностью под различными углами [108]. Если в поверхностном слое на глубине порядка 10 мкм наблюдали зерна феррита со средним размером 150 нм и обломки цементитных пластин, то в более тонком слое размер ферритных зерен составлял 10-20 нм. При этом в нанокристаллическом слое цементитная фаза на микродифракциях не выявлялась, что свидетельствует о ее деформационном растворении, либо о высокой степени измельчения. Наноструктурирование поверхности привело к росту микротвердости стали от 1,85 до 3,2 ГПа [105]. Детальное изучение механизмов формирования тонкого (до 5 мкм) нанокристаллического слоя на поверхности отожженной доэвтектоидной стали при ударном износе показало [212], что наноструктурирование ферритной составляющей происходит за счет движения, взаимодействия и перегруппировки дислокаций, в результате чего возникают дислокационные стенки, образующие малоугловые границы субзерен. Скольжение дислокаций вдоль границ субзерен, вызывающее их поворот, приводит к формированию большеугловых границ нанозерен  $\alpha$ -фазы. Механизм наноструктурирования цементита заключается, главным образом, в разрушении карбидных пластинок срезом, путем последовательного утонения с образованием шейки и растворения под воздействием контактного нагружения.

Пластическая деформация металлических материалов также сопровождается образованием микродефектов разрушения в виде микропор и микротрещин, которые на определенной стадии развития приводят к образованию разрушающей трещины. Процесс

эволюционного накопления микрповрежденности в механике описывается феноменологическими коммулятивными моделями, например, [213–216]. Основным концептуальным и расчетным параметром большинства моделей является величина поврежденности  $\omega$ , которая перед деформированием принимается  $\omega = 0$ , а к моменту возникновения разрушающей трещины принимает значение  $\omega = 1$ . Промежуточные значения  $\omega$  характеризуют уровень пораженности металла деформационными микродефектами. Уровень поврежденности  $\omega < 0,7$  считается допустимым для изделий, к которым предъявляются требования по минимальному уровню пластических свойств и трещиностойкости [217]. Поврежденность обладает свойством аддитивности и накапливается в металле на различных стадиях деформационного воздействия. Таким образом, на процессы деформирования и разрушения в процессе эксплуатации изделий с деформационно-упрочненным поверхностным слоем будет оказывать влияние поврежденность, накопленная уже при их изготовлении. Поэтому общая поврежденность металла будет складываться из поврежденности при изготовлении и поврежденности при эксплуатационном нагружении.

Как правило, характер изменения механических характеристик металлических материалов с ультрадисперсными структурами, сформированными в объеме или в поверхностных слоях методами интенсивного пластического деформирования, заключается в повышении прочностных и снижении пластических характеристик [218]. Повышение прочности и снижение пластичности низкоуглеродистых сталей с исходной феррито-перлитной структурой наблюдали при таких способах интенсивного пластического деформирования, как дробеструйная обработка [219, 220] и равноканальное угловое прессование [221–224]. Однако в зависимости от материала и способа обработки могут быть получены различные сочетания прочностных и пластических свойств. При обработке по технологии SMAT увеличение предела текучести низкоуглеродистой стали достигалось без изменения величины относительного удлинения [108]. Согласно [225] повышение прочности стали 20 в результате ультразвуковой обработки может сопровождаться как снижением, так и ростом пластичности в зависимости от исходной структуры стали. Следует отметить, что перевод металлических материалов в дисперсное состояние интенсивной пластической деформацией в некоторых случаях может приводить к снижению их усталостных свойств [226–228].

В настоящей главе изучаются:

– особенности деформирования и разрушения стали 20 (0,17 % C), подвергнутой поверхностной деформационной обработке, при статическом и циклическом растяжении.

Представленные в настоящей главе результаты опубликованы в работах [а4, а7, а38, а54].

## 2.1 Материал и методика эксперимента

Материалом исследования служила сталь 20 промышленной выплавки, химический состав которой представлен в таблице 2.1. В состоянии поставки сталь представляла собой прутки диаметром 12 мм. С целью получения равновесной феррито-перлитной структуры сталь подвергали отжигу при температуре 800 °С в течении 8 часов с последующим охлаждением в печи.

Таблица 2.1 – Химический состав стали 20, мас. %

C	Cr	Ni	Mn	Si	Cu	P	S	Fe
0,17	0,040	0,057	0,41	0,13	0,034	0,020	0,019	Основа

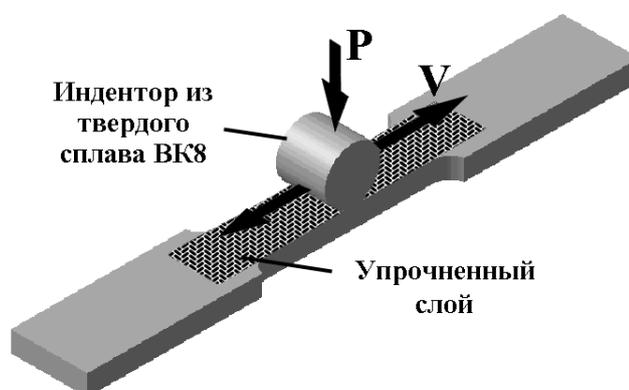


Рисунок 2.1 – Схема фрикционной обработки цилиндрическим индентором плоских образцов для механических испытаний

Для механических испытаний изготавливали плоские образцы толщиной 3 мм, размерами рабочей части 25×7 мм и общей длиной 80 мм. Поверхность образцов шлифовали и электрополировали в хлорно-уксусном электролите состава 90% CH<sub>3</sub>COOH+10% HClO<sub>4</sub> при напряжении U = 25 В в течение 4 мин. Фрикционную обработку поверхности рабочей части плоских образцов осуществляли<sup>1</sup> на воздухе на лабораторной установке при возвратно-поступательном скольжении твердосплавного цилиндрического индентора с диаметром цилиндра 10 мм, при нагрузке P = 690 Н и средней скорости скольжения V = 0,06 м/с. При этом общее число проходов индентора по поверхности образца составило s = 600 (рисунок 2.1). В процессе фрикционной обработки также измеряли коэффициент трения, который составил μ = 0,6. Плоские образцы подвергали фрикционной обработке с двух сторон.

Механические испытания на статическое и циклическое растяжение проводили на сервогидравлической установке Instron 8801. При этом циклическое растяжение проводили в

<sup>1</sup> С участием к.т.н. И.Ю. Малыгиной

условиях как «жесткого» (с контролируемой деформацией), так и «мягкого» (с контролируемым напряжением) нагружения. «Жесткое» циклическое нагружение в области малоциклового усталости проводили с контролируемой величиной общей деформации  $\varepsilon_{\text{общ}} = 2\varepsilon_a = \varepsilon_{\text{упр}} + \varepsilon_{\text{пл}} = 0,0056$  ( $\varepsilon_a$  – амплитуда полной деформации цикла;  $\varepsilon_{\text{упр}}$  – амплитуда упругой деформации цикла;  $\varepsilon_{\text{пл}}$  – амплитуда пластической деформации цикла), коэффициентом асимметрии цикла  $R_\varepsilon = 0$  (знакопостоянное отнулевое растяжение), изменением амплитуды деформации цикла по пилообразному закону и частотой нагружения 0,5 Гц (рисунок 2.2). При этом испытания осуществляли таким образом, чтобы коэффициенты асимметрии цикла как по деформации ( $R_\varepsilon$ ), так и по напряжению ( $R_\sigma$ ) оставались равны нулю на протяжении всего процесса нагружения ( $R_\sigma = R_\varepsilon = 0$ ). Испытывали образцы с количеством циклов нагружения  $N$  равным 10, 50, 150, 250, 350 и 750. Величину накопленной пластической деформации рассчитывали по формуле  $\varepsilon_\Sigma = \ln(l_k/l_0)$ , где  $l_0$  – расчетная длина образца;  $l_k$  – длина рабочей части образца после циклического нагружения. «Мягкое» циклическое нагружение в области мало- и многоциклового усталости проводили с контролируемой величиной напряжения  $\Delta\sigma = 2\sigma_a = \text{const}$ , коэффициентом асимметрии цикла  $R_\sigma = 0$  (знакопостоянное отнулевое растяжение), изменением амплитуды напряжения цикла по синусоидальному закону, частотой нагружения 30 Гц.

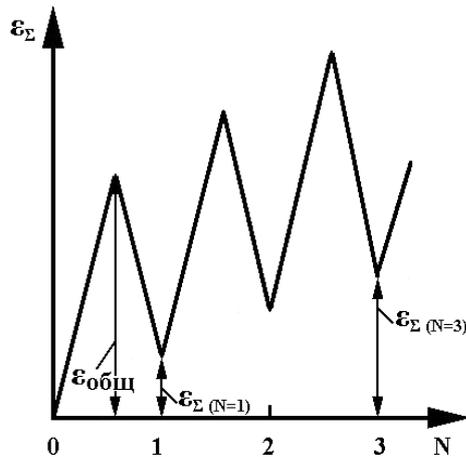


Рисунок 2.2 – Схема механических испытаний на циклическое растяжение с контролируемой величиной общей деформации  $\varepsilon_{\text{общ}}$

Шероховатость и макропрофиль поверхности образцов изучали<sup>1</sup> с помощью оптического профилометра Wyko NT-1100. Параметры шероховатости поверхности образцов, подвергнутых фрикционной обработке, определяли на 10 участках размерами 42,5×55,8 мкм. Профилограммы

<sup>1</sup> С участием к.т.н. И.Ю. Малыгиной

поверхности образцов после циклического нагружения получали со всей рабочей длины образцов вдоль оси нагружения на участке шириной 0,88 мм.

Микроструктуру, поверхности образцов и химический состав поверхностных слоев изучали<sup>1</sup> методом сканирующей электронной микроскопии с использованием микроскопа Tescan VEGA II XMU с системами рентгеновского волнодисперсионного микроанализа INCA WAVE 700, рентгеновского энергодисперсионного микроанализа INCA ENERGY 450 и анализа дифракции обратно-рассеянных электронов Advanced AZtec HKL. Поверхности образцов после циклического нагружения исследовали также на оптическом цифровом микроскопе, установленном на микротвердомере Leica VMHT AUTO. Исследование тонкой структуры упрочненного поверхностного слоя проводили<sup>2</sup> на просвечивающем электронном микроскопе JEOL JSM-200CX методом тонких фольг, приготовленных по стандартной методике. Рентгеноструктурное исследование поверхности образцов до и после фрикционной обработки, а также после усталостных испытаний выполняли<sup>3</sup> на дифрактометрах Shimadzu XRD-7000 в  $\text{CuK}_\alpha$ -излучении и ДРОН-0,5 в  $\text{FeK}_\alpha$ -излучении. Определяли интегральную ширину В линии (110) $\alpha$  и рассчитывали и рассчитывали плотность дислокаций [229].

Микротвердость по методу восстановленного отпечатка определяли<sup>3</sup> на приборе Leica VMHT AUTO при нагрузках 0,147 Н, скорости нагружения 40 мкм/с и выдержке под нагрузкой 15 с. Микроиндентирование с записью диаграммы нагружения проводили<sup>1</sup> на измерительной системе Fischerscope HM2000 XYm с использованием индентора Виккерса и программного обеспечения WIN-HCU при максимальной нагрузке 0,245 Н, времени нагружения 5 сек, выдержке при нагрузке 20 сек и времени разгрузки 5 сек. Согласно стандарту ISO 14577 определяли максимальную глубину вдавливания индентора  $h_{\max}$  и остаточную глубину вдавливания индентора после снятия нагрузки  $h_p$ , контактный модуль упругости  $E^*$  ( $E^* = E/(1 - \nu^2)$ ), где  $E$  – модуль Юнга,  $\nu$  – коэффициент Пуассона), твердость вдавливания при максимальной нагрузке  $H_{IT}$ , твердость по Мартенсу НМ, работу обратной упругой деформации вдавливания  $W_e$  и общую механическую работу вдавливания  $W_t$ . Погрешность измерения твердости и характеристик индентирования определяли с доверительной вероятностью  $p = 0,95$ .

Для оценки поврежденности  $\omega_{fr}$ , накопленной при фрикционной обработке, проводили<sup>4</sup> математическое моделирование процесса обработки с использованием метода конечных элементов. В результате моделирования определяли напряженно-деформированное состояние поверхностных слоев исследованной стали в зависимости от количества проходов индентора  $s$

---

<sup>1</sup> С участием к.т.н. Н.А. Давыдовой

<sup>2</sup> С участием д.т.н. Л.Г. Коршунова

<sup>3</sup> С участием к.т.н. И.Ю. Малыгиной

<sup>4</sup> Моделирование и расчет проводили д.т.н. С.В. Смирнов и к.т.н. Д.И. Вичужанин

и коэффициента трения  $\mu$ . В качестве параметра, характеризующего напряженно-деформированное состояние, использовали величину деформации, накопленной в процессе фрикционной обработки  $\epsilon_{ft}$ . Материал индентора рассматривали как жесткое тело, а для материала объекта, подвергнутого фрикционной обработке, принимали изотропную упругопластическую модель деформационного упрочнения. На контактной поверхности был принят закон трения по Кулону. Расчет выполняли в предположении плоского деформированного состояния в очаге деформации, так как длина цилиндрического индентора значительно превышает глубину его внедрения в обрабатываемый материал.

## **2.2 Структура и механические свойства стали 20 с упрочненным поверхностным слоем, сформированным с помощью фрикционной обработки**

### **2.2.1 Микроструктура, шероховатость поверхности, микротвердость и микромеханические характеристики стали 20, подвергнутой фрикционной обработке**

В результате фрикционной обработки на образцах стали 20 была сформирована выглаженная поверхность с параметрами шероховатости  $Ra = 0,10$  мкм и  $Rz = 1,04$  мкм. При этом на рассматриваемой поверхности присутствуют следы пластического отеснения материала в виде небольших продольных впадин и выступов, микротрещины усталостного характера (указаны стрелками 1 на рисунке 2.3а), а также отдельные светлые частицы размером не более 1,5-2 мкм (указаны стрелкой 2 на рисунке 2.3а). Светлые частицы характеризуются повышенным содержанием вольфрама, кобальта и углерода (см. рисунок 2.3в, д), что свидетельствует о переносе на поверхность стали в процессе фрикционной обработке небольших количеств материала индентора (сплав ВК8, состоящий из карбида вольфрама и кобальта). На остальной поверхности, большая часть которой свободна от данных частиц (участок указан стрелкой 3 на рисунке 2.3а), заметного изменения химического состава стали не обнаружено (см. рисунок 2.3г, е).

Согласно данным сканирующей электронной микроскопии, после отжига в стали 20 формируется равновесная феррито-перлитная структура (рисунок 2.4а). В результате фрикционной обработки в тонком поверхностном слое стали 20 глубиной до 15-20 мкм возникает сильно диспергированная структура (см. рисунок 2.4б). При этом наблюдается дробление цементитных пластин в перлитных колониях (см. рисунок 2.4в), а диспергированная структура феррита непосредственно вблизи поверхности стали практически не разрешается даже при большом увеличении (см. рисунок 2.4г). Такая слабо выявляемая структура характерна для сканирующей электронной микроскопии «бесструктурных» поверхностных слоев (“featureless structure layers”) сталей с исходными феррито-перлитными, перлитными и

мартенситными структурами, подвергнутых интенсивной пластической деформации, например, сверлением [117, 230, 231]. По мере удаления от поверхности трения на глубине от 15-20 до 80-90 мкм наблюдается деформированная структура с вытянутыми в направлении трения зёрнами, а на глубине более 90 мкм наблюдается феррито-перлитная структура, практически не отличающаяся от исходной структуры недеформированной стали 20 (см. рисунок 2.4б).

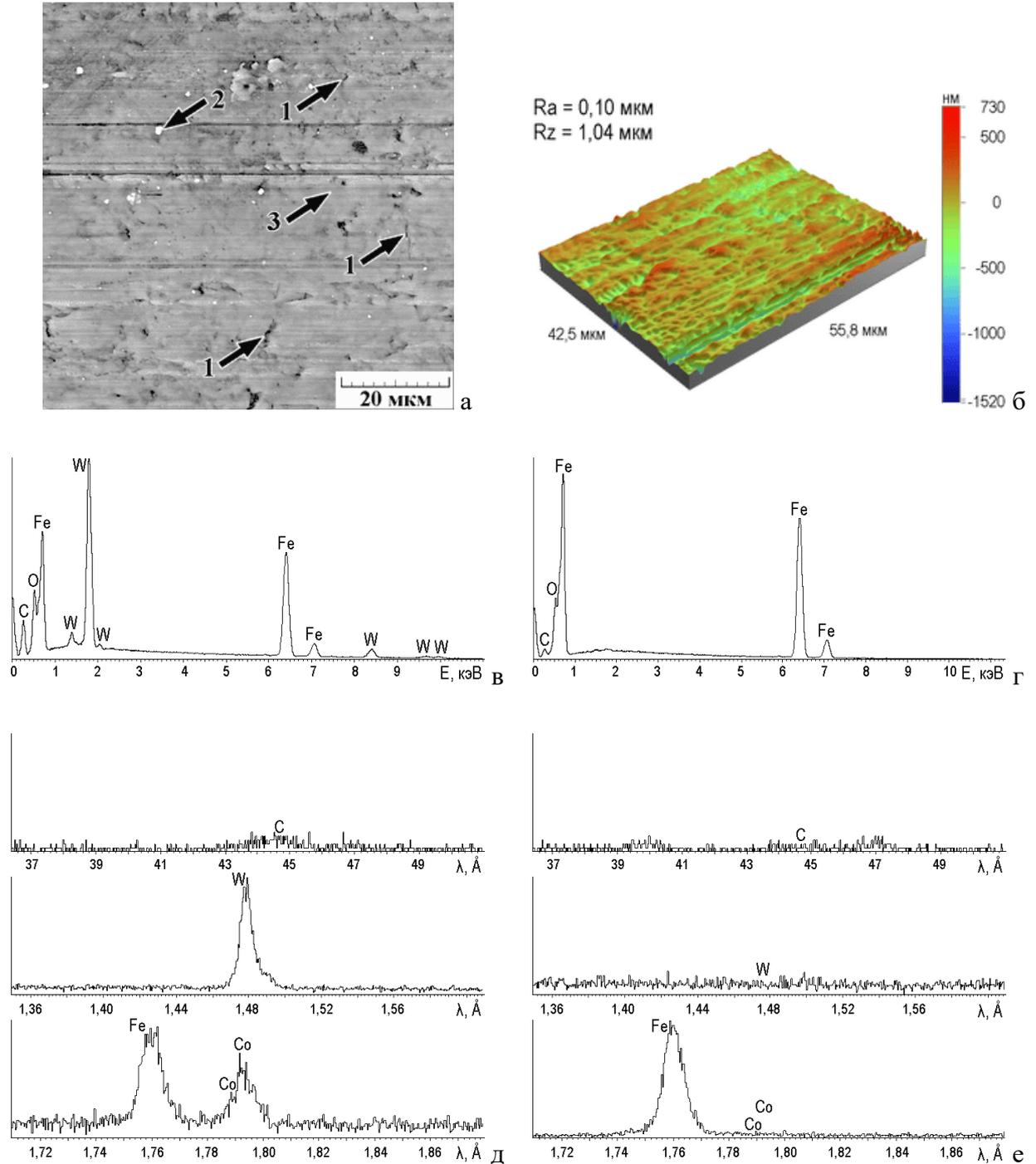


Рисунок 2.3 – Вид поверхности (а – СЭМ; б – оптическая профилометрия) и спектры элементов (в, г – ЭДС; д, е – ВДС) стали 20 после фрикционной обработки. Стрелками 1 на рис. а обозначены микротрещины. Стрелкой 2 на рис. а обозначена частица, спектры элементов для которой представлены на рис. в, д. Стрелкой 3 на рис. а обозначен участок, спектры элементов для которого представлены на рис. г, е

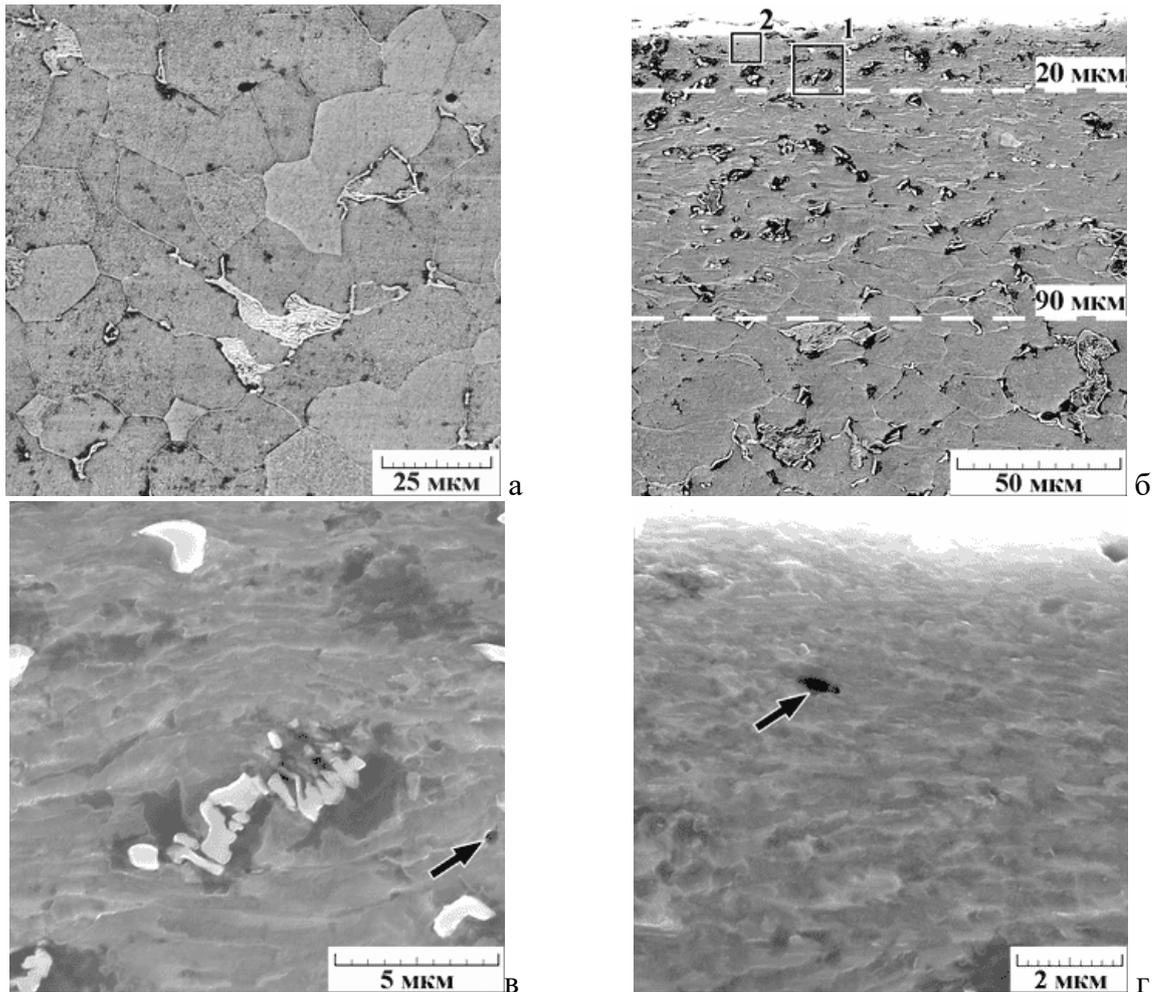


Рисунок 2.4 – Микроструктура (СЭМ) стали 20 после отжига (а) и фрикционной обработки (б-г). б – общий вид поверхностного слоя; в – участок около перлитной колонии, обозначенный рамкой 1 на рис а; г – участок вблизи поверхности, обозначенный рамкой 2 на рис. а. Стрелками на рис. в, г обозначены микропоры

Данные просвечивающей электронной микроскопии показывают, что структура диспергированного слоя преимущественно субмикроструктурная (рисунок 2.5а, б), однако встречаются участки с нанокристаллической структурой, состоящие из сильно разориентированных зерен  $\alpha$ -фазы с размерами около 100 нм (см. рисунок 2.5в, г). Анализ методом дифракции обратно-рассеянных электронов также показал, что исходная крупнозернистая структура стали (рисунок 2.6а, в), которая характеризуется размером зерен феррита от 2 до 35 мкм при среднем размере около 12 мкм (см. рисунок 2.6д), трансформируется в субмикроструктурную структуру (см. рисунок 2.6б, г) со средним размером зерен  $\alpha$ -фазы около 800 нм и минимальным размером около 200 нм в деформированном слое толщиной 5 мкм (см. рисунок 2.6е). Отметим, что размер отдельных частиц цементита в данном слое также не превышает 100 нм (см. рисунок 2.6б).

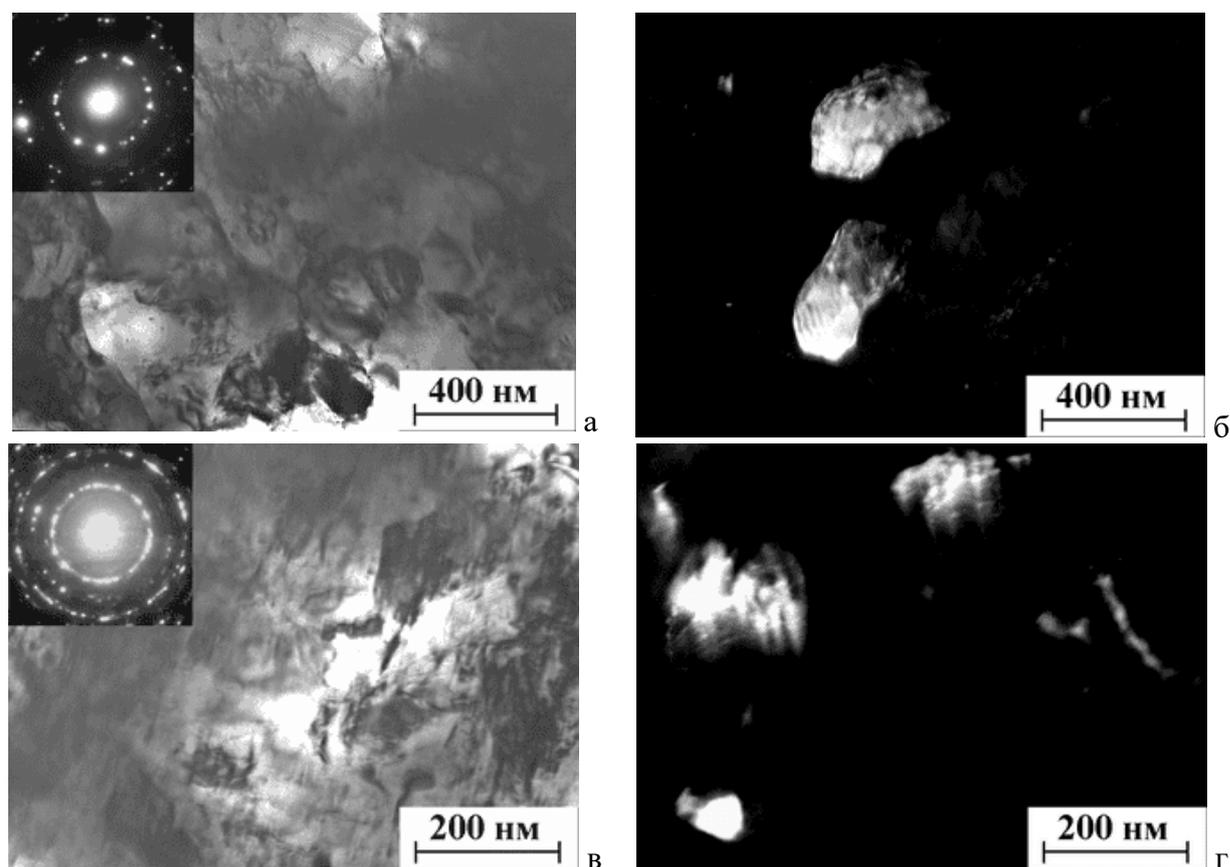


Рисунок 2.5 – Микроструктура (ПЭМ) стали 20 после фрикционной обработки. а, в – светлопольные изображения; б, г – темнопольные изображения в рефлексе  $\alpha$ -фазы

Результаты исследования микротвердости и интегральной ширины В рентгеновской линии  $(110)\alpha$  стали 20 после различных обработок представлены в таблице 2.2 и на рисунке 2.7а. Из этих данных видно, что по сравнению с термической обработкой, фрикционная обработка приводит к резкому повышению микротвердости поверхности стали от 170 до 430 HV<sub>0,015</sub> и росту ширины рентгеновской линии от 19,5 до 26,5-29,5 мин (см. таблицу 2.2). Максимальный уровень твердости наблюдается непосредственно на поверхности деформированной стали. Отметим, что рост твердости стали 20 при фрикционной обработке не связан с переносом на поверхность небольших количеств материала индентора (см. рисунок 2.3). Интенсивное деформационное упрочнение отожженной стали обусловлено сильным диспергированием ферритной и перлитной составляющих структуры поверхностного слоя (см. рисунки 2.4–2.6) и ростом плотности дислокаций в деформированном слое (см. рисунок 2.7б), о чем свидетельствует наблюдаемый рост интегральной ширины В рентгеновской линии  $(110)\alpha$  (см. таблицу 2.2). Эффективность упрочнения при фрикционной обработке стали 20 также может усиливаться за счет деформационного растворения карбидной фазы при трении [95]. Поверхностный слой, упрочненный фрикционной обработкой, характеризуется сильным отрицательным градиентом твердости в слое глубиной до 10 мкм (глубина эффективного упрочнения) и общей глубиной упрочнения около 90 мкм (см. рисунок 2.7). Наблюдаемый

характер распределения микротвердости и плотности дислокаций приблизительно следует экспоненциальному закону, что соответствует результатам расчетов методом конечных элементов [а7, 118].

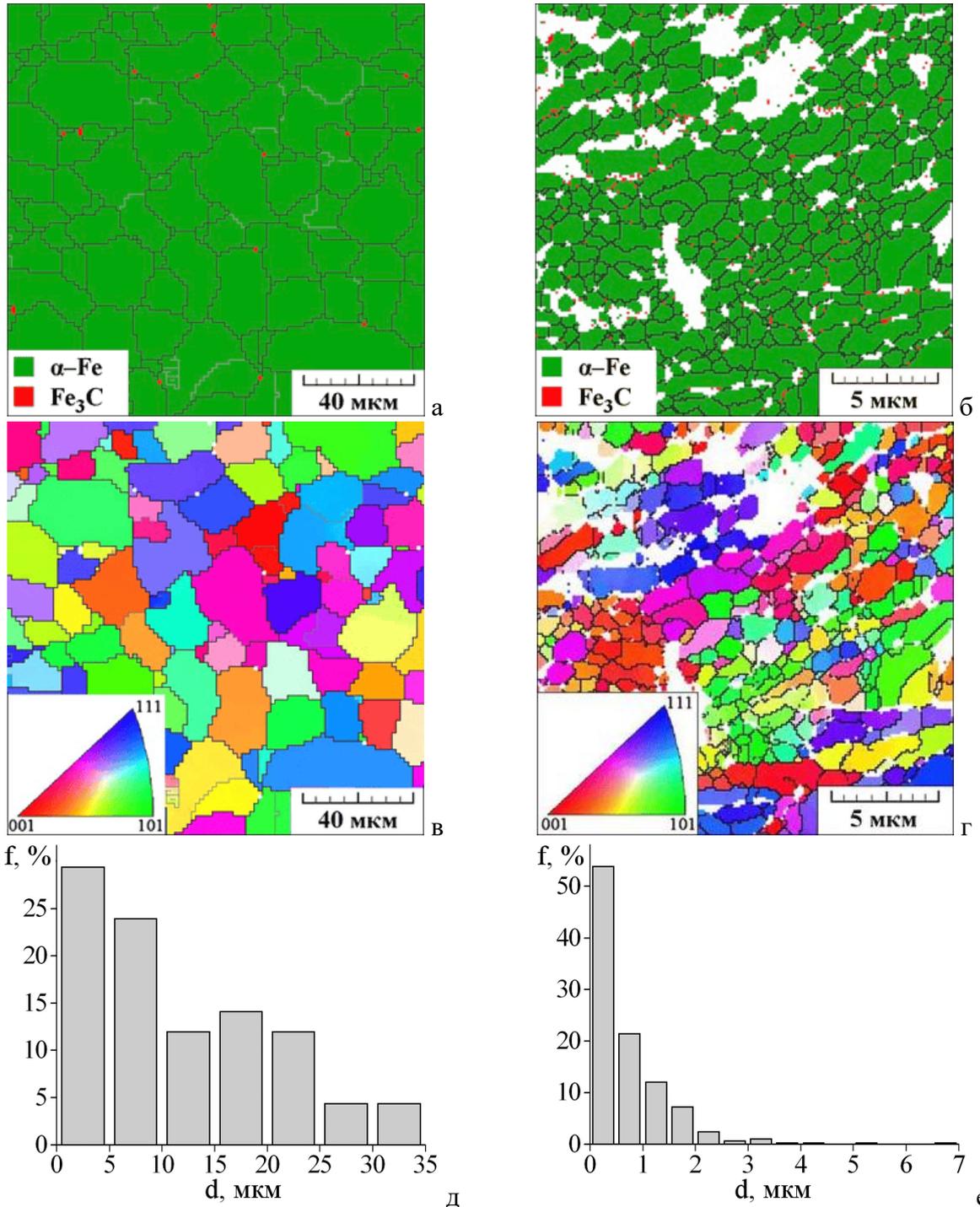


Рисунок 2.6 – Микроструктура (ДОРЭ) стали 20 после отжига (а, в, д) и фрикционной обработки (б, г, е) а, б – карты фаз; в, г – карты ориентировок зерен  $\alpha$ -фазы; д, е – гистограммы распределения зерен  $\alpha$ -фазы по размерам ( $d$  – размер зерна,  $f$  – доля зерен)

Таблица 2.2 – Микротвердость HV0,015 и интегральная ширина В рентгеновской линии (110) $\alpha$  для стали 20 после различных обработок

Обработка	HV0,015	$B_{(110)\alpha}$ , МИН
Термическая обработка (отжиг 800 °С)	170±3	19,5
Фрикционная обработка	430±9	26,5-29,5

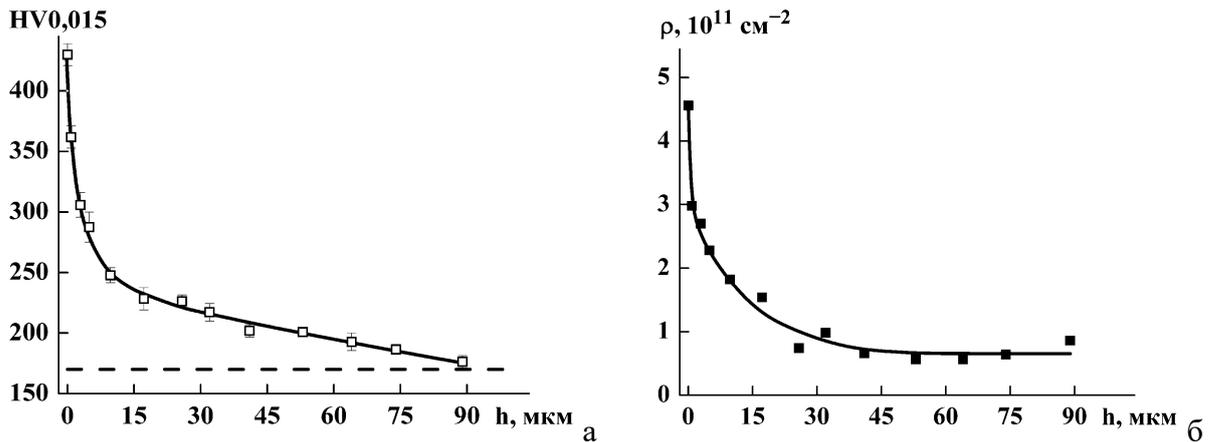


Рисунок 2.7 – Распределение микротвердости HV0,015 (а) и плотности дислокаций  $\rho$  (б) по глубине  $h$  упрочненного слоя стали 20

В таблице 2.3 приведены данные микроиндентирования стали 20 после различных обработок. Из этих данных видно, что, по сравнению с термической обработкой, фрикционная обработка отожженной стали 20 приводит к уменьшению значений максимальной и остаточной глубины вдавливания индентора  $h_{\max}$  и  $h_p$ , росту твердости по Мартенсу НМ и твердости вдавливания при максимальной нагрузке  $H_{IT}$ . Наблюдается также рост работы обратной упругой деформации вдавливания  $W_e$ . Величина  $W_e$  зависит от отношения твердости к модулю упругости материала: чем выше это отношение, тем большая работа затрачивается на упругую деформацию и тем большая энергия упругой деформации высвобождается при снятии измерительной нагрузки [201]. Общая механическая работа вдавливания  $W_t$  (которая состоит из работы пластической деформации и работы упругого восстановления) после фрикционной обработки, напротив, снижается (см. таблицу 2.3), поскольку упрочненный поверхностный слой обладает меньшей пластичностью, чем металл, подвергнутый термической обработке, и, соответственно, меньше деформируется при микроиндентировании. Однако наблюдаются существенно более низкие (на 17,4 %) значения контактного модуля упругости  $E^*$  стали 20 после фрикционной обработки по сравнению с исходным отожженным состоянием (см. таблицу 2.3). Для углеродистой стали, подвергнутой фрикционной обработке, эффект снижения модуля упругости наблюдается впервые. Ранее наблюдали, что фрикционная обработка может приводить к снижению контактного модуля упругости  $E^*$  аустенитной нержавеющей стали,

однако это снижение составило менее 8 % [121]. Снижение модуля упругости обусловлено ростом плотности подвижных дислокаций в поверхностном слое (см. рисунок 2.7б). Согласно модели Мотта, дислокации могут изгибаться в своих плоскостях скольжения, создавая дополнительную упругую деформацию и, следовательно, уменьшать модуль упругости. Количественно это уменьшение может быть выражено следующим образом:  $\Delta E/E = -\rho \cdot (l^2/6\alpha)$  (где  $\rho$  – плотность дислокаций,  $l$  – средняя длина линии дислокаций между точками закрепления,  $\alpha$  – функция величины  $l$ ). Деформация, создаваемая дислокациями, может быть выражена как  $\varepsilon_{dis} = \rho \cdot b \cdot \xi$  (где  $b$  – вектор Бюргера,  $\xi$  – среднее смещение линии дислокации длиной  $l$ ). Это справедливо в тех случаях, когда плотность дислокаций невелика, и они могут свободно двигаться. Если дислокации закреплены, то они уже не могут создавать дополнительную упругую деформацию, и, следовательно, рост плотности закрепленных дислокаций будет способствовать повышению модуля упругости материала (что наблюдали экспериментально при испытаниях на растяжение) [202].

Таблица 2.3 – Результаты микроиндентирования при максимальной нагрузке на индентор Виккерса 0,245 Н для стали 20 после различных обработок

Обработка	$h_{max}$ , мкм	$h_p$ , мкм	НМ, ГПа	$H_{IT}$ , ГПа	$E^*$ , ГПа	$W_e$ , нДж	$W_t$ нДж
Термическая обработка (отжиг 800 °С)	2,57±0,13	2,41±0,16	1,5±0,1	1,6±0,1	213±4	13,0±0,2	211,4±3,9
Фрикционная обработка	1,65±0,27	1,35±0,35	3,7±0,5	4,5±0,7	176±10	26,5±2,3	141,4±7,8

Таблица 2.4 – Параметры  $R_e$ ,  $H_{IT}/E^*$  и  $H_{IT}^3/E^{*2}$  для стали 20 после различных обработок

Обработка	$R_e$ , %	$H_{IT}/E^*$	$H_{IT}^3/E^{*2}$ , ГПа
Термическая обработка (отжиг 800 °С)	6,1	0,008	0,00009
Фрикционная обработка	18,5	0,026	0,00292

На основе измеряемых при индентировании характеристик также были определены параметры, по которым оценивают способность поверхностных слоев различных материалов сопротивляться механическому контактному воздействию и, соответственно, выдерживать эксплуатационные нагрузки. Так, отношение твердости вдавливания к контактному модулю упругости  $H_{IT}/E^*$  (удельная контактная твердость) [17, 18] и упругое восстановление  $R_e = ((h_{max} - h_p)/h_{max}) \times 100\%$  [19–21] характеризуют упругую деформацию (долю упругой деформации в общей деформации) и, соответственно, способность материала сопротивляться нагружению до

начала пластического деформирования. Отношение  $H^3/E^{*2}$  принято считать качественной сравнительной характеристикой сопротивления пластической деформации, поскольку напряжение течения пропорционально указанному отношению ( $P_y \sim H^3/E^{*2}$ ) [23]. Отношения  $H_{IT}/E^*$  и  $H^3/E^{*2}$  являются универсальными характеристиками, позволяющими сравнивать материалы различных классов, поскольку сопротивление материала механическому воздействию зависит как от его твердости, так и от модуля упругости. Данные таблицы 3.4 показывают, что параметры  $R_e$ ,  $H_{IT}/E^*$  и  $H^3/E^{*2}$  существенно возрастают после фрикционной обработки. Следовательно, по сравнению с термической обработкой, фрикционная обработка повышает сопротивление отожженной стали 20 механическому контактному воздействию.

Следует также отметить, что образование диспергированных структур и упрочнение поверхностного слоя стали при фрикционной обработке могут быть проконтролированы неразрушающими физическими методами. В работе [а4] показано, что, несмотря на относительно небольшую глубину поверхностного упрочнения (суммарная глубина упрочненных с двух сторон слоев составляет около 6 % от толщины образца), возможно использование не только вихретоковых, но и магнитных измерений. Для контроля структурного состояния поверхности при фрикционной обработке могут быть использованы магнитные параметры (коэрцитивная сила в различных полях, остаточная индукция при измерениях в сильных и слабых полях, начальная магнитная проницаемость) и вихретоковые характеристики. В частности, появление тонкого упрочненного слоя приводит к значительному (в 1,3-1,7 раза) увеличению коэрцитивной силы образцов по сравнению с неупрочненными образцами. Максимальное различие в величине коэрцитивной силы наблюдается в слабых полях (область Релея). Фрикционная обработка приводит также к существенному (в 1,6 раза) уменьшению начальной магнитной проницаемости, что обуславливает резкие изменения вихретоковых характеристик. При этом удельное электрическое сопротивление образцов отожженной стали в результате фрикционной обработки возрастает незначительно (в 1,04 раза) [а4].

### **2.2.2 Влияние упрочненного поверхностного слоя на особенности деформирования и разрушения стали 20 при статическом и циклическом растяжении**

Как следует из таблицы 2.5, фрикционная обработка повышает прочностные и снижает пластические характеристики стали 20 при статическом одноосном растяжении. При этом предел текучести возрастает на 35-40 МПа, временное сопротивление разрыву – на 20 МПа, напряжение разрушения – на 20-30 МПа. Равномерное удлинение снижается на 3,6-5,2%, общее удлинение – на 4,1-8,7%. Существенное влияние фрикционное упрочнение оказывает на вид кривой нагружения стали (рисунок 2.8), заключающееся в исчезновении зуба текучести и резком уменьшении длины площадки текучести. Это свидетельствует о более однородном

течении образца с упрочненным поверхностным слоем на начальном этапе пластического деформирования при статическом растяжении.

Таблица 2.5 – Прочностные (условный предел текучести  $\sigma_{0,2}$ , временное сопротивление разрыву  $\sigma_B$ , напряжение разрушения  $\sigma_K$ ) и пластические (равномерное  $\delta_R$  и общее  $\delta_K$  удлинение) характеристики при статическом растяжении стали 20 после различных обработок

Обработка	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_K$ , МПа	$\delta_R$ , %	$\delta_K$ , %
Термическая обработка (отжиг 800 °С)	240	380	275-280	22,3-22,7	34,9-37,7
Фрикционная обработка	275-280	400	300-305	17,5-18,7	29,0-30,8

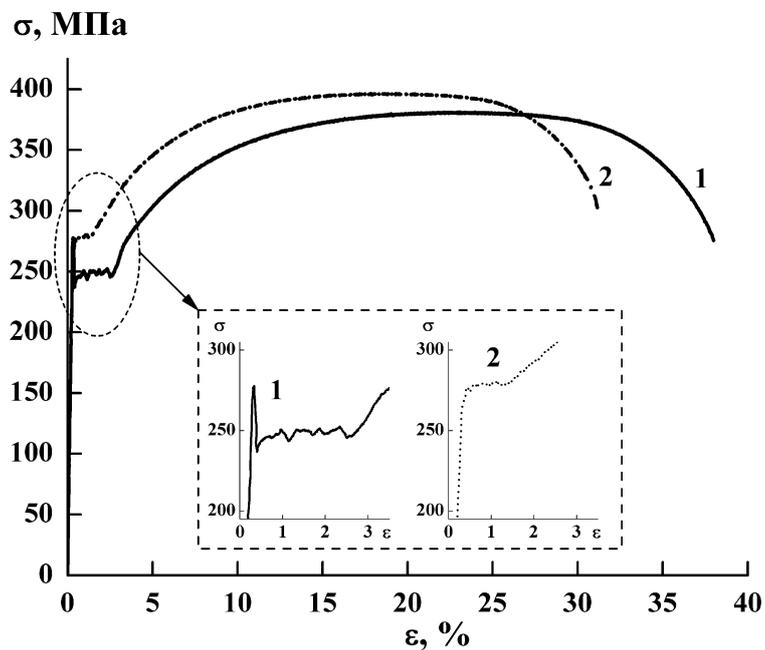


Рисунок 2.8 – Кривые нагружения при статическом растяжении стали 20, подвергнутой (1) отжигу и (2) фрикционной обработке

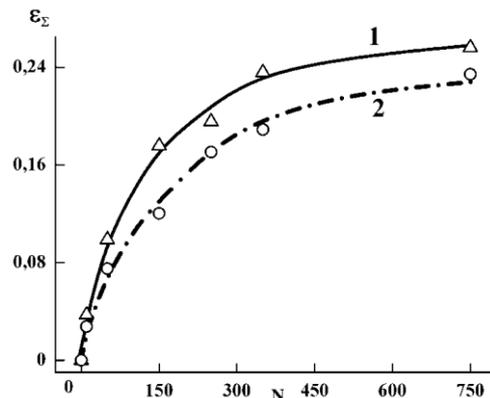


Рисунок 2.9 – Зависимость накопленной пластической деформации  $\epsilon_{\Sigma}$  от числа циклов  $N$  при циклическом растяжении стали 20, подвергнутой (1) отжигу и (2) фрикционной обработке (циклическое нагружение с контролируемой деформацией)

Рисунок 2.9 показывает, что при циклическом растяжении с контролируемой величиной общей деформации  $\varepsilon_{\text{общ}} = 0,0056$  (см. рисунок 2.2) накопление пластической деформации в образцах стали 20 после отжига (см. рисунок 2.9, кривая 1) и фрикционной обработки (см. рисунок 2.9, кривая 2) происходит непрерывно на протяжении всего процесса циклического нагружения. Однако с увеличением числа циклов нагружения накопление пластической деформации замедляется в результате деформационного упрочнения стали. Из рисунка 2.9 следует также, что после фрикционной обработки в стали при «жестком» циклическом нагружении накапливается меньшая максимальная пластическая деформация ( $\varepsilon_{\Sigma} = 0,2343$ , кривая 2), чем после термической обработки ( $\varepsilon_{\Sigma} = 0,2562$ , кривая 1). Это обусловлено наличием на поверхности стали, подвергнутой фрикционной обработке, упрочненного слоя (см. рисунки 2.4; 2.7), который обладает меньшей способностью к пластическому деформированию (см. таблицу 2.5; рисунок 2.9).

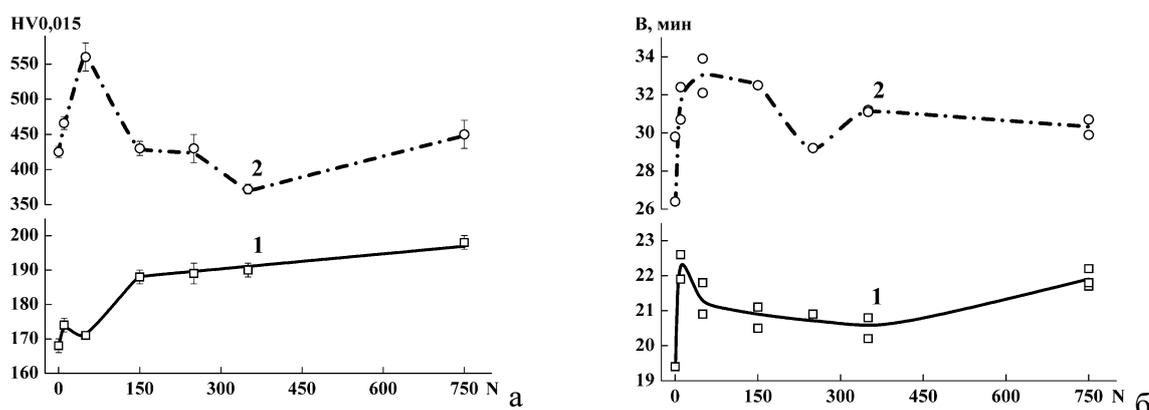


Рисунок 2.10 – Влияние числа циклов  $N$  при циклическом растяжении на микротвердость  $HV_{0,015}$  (а) и интегральную ширину  $B$  рентгеновской линии  $(110)\alpha$  (б) стали 20, подвергнутой (1) отжигу и (2) фрикционной обработке (циклическое нагружение с контролируемой деформацией)

Рисунок 2.10 показывает, что микротвердость  $HV_{0,015}$  и интегральная ширина  $B$  рентгеновской линии  $(110)\alpha$  стали 20 существенно изменяются на протяжении процесса «жесткого» циклического нагружения. У отожженной стали на начальном этапе нагружения (до 10 циклов) происходит небольшой рост микротвердости, который сменяется некоторым снижением при нагружении до 50 циклов. При дальнейшем циклическом нагружении микротвердость отожженной стали непрерывно повышается, однако величина упрочнения не превышает 30 HV (см. рисунок 2.10а, кривая 1). Интегральная ширина  $B$  рентгеновской линии  $(110)\alpha$  отожженной стали 20 на начальном этапе нагружения ( $N = 10$ ) также возрастает (см. рисунок 2.10б, кривая 1), после чего наблюдается некоторое снижение величины  $B_{(110)\alpha}$  при нагружении до 350 циклов. При дальнейшем циклическом нагружении величина  $B_{(110)\alpha}$

непрерывно возрастает вплоть до окончания процесса нагружения (см. рисунок 2.10б, кривая 1).

Упрочнение стали в процессе циклического нагружения обусловлено повышением плотности дефектов структуры при деформации. Однако перераспределение дислокаций внутри сформировавшихся при циклической деформации дислокационных субструктурах [66, 232], а также отток дефектов в субмикроскопические нарушения сплошности могут приводить к наблюдаемому снижению микротвердости и интегральной ширины В рентгеновской линии  $(110)\alpha$  на определенном этапе нагружения (см. рисунок 2.10а, б, кривые 1). С ростом величины накопленной пластической деформации (см. рисунок 2.9) плотность дефектов продолжает возрастать, что приводит к закономерному росту микротвердости и ширины рентгеновской линии (см. рисунок 2.10а, б, кривые 1). При этом на поверхности образцов отожженной стали 20 наблюдается множественное скольжение с образованием устойчивых полос скольжения (рисунок 2.11), что характерно для циклического нагружения пластичных металлических материалов [66].

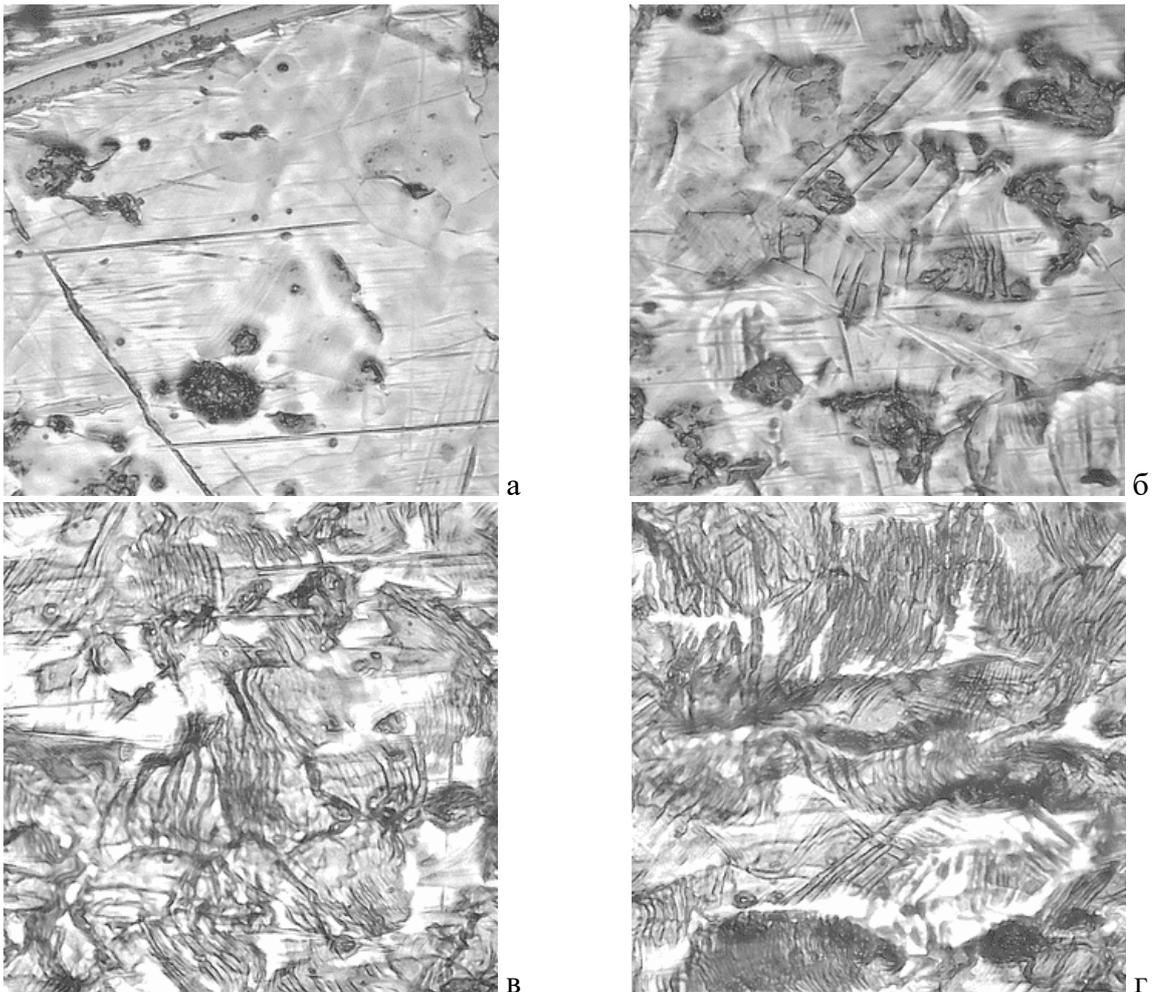


Рисунок 2.11 – Вид поверхности (оптическая микроскопия,  $\times 600$ ) образцов после циклического растяжения с числом циклов  $N = 10$  (а), 50 (б), 250 (в) и 750 (г) отожженной стали 20 (циклическое нагружение с контролируемой деформацией)

У поверхностно упрочненной стали 20 на начальном этапе нагружения (до 50 циклов) происходит значительной (от 430 до 570 HV<sub>0,015</sub>) рост микротвердости, который сменяется таким же резким снижением (практически до исходных значений) при нагружении до 150 циклов и последующим плавным снижением при нагружении до 350 циклов. При дальнейшем циклическом нагружении микротвердость поверхностно упрочненной стали непрерывно повышается (см. рисунок 2.10а, кривая 2). Интегральная ширина  $B_{(110)\alpha}$  рентгеновской линии (110) $\alpha$  поверхностно упрочненной стали 20 на начальном этапе нагружения ( $N = 50$ ) также возрастает (см. рисунок 2.10б, кривая 2), после чего наблюдается некоторое снижение величины  $B_{(110)\alpha}$  при нагружении до 250 циклов. При дальнейшем циклическом нагружении величина  $B_{(110)\alpha}$  сначала несколько возрастает при нагружении до 350 циклов, а затем незначительно снижается вплоть до окончания процесса нагружения (см. рисунок 2.10б, кривая 2).

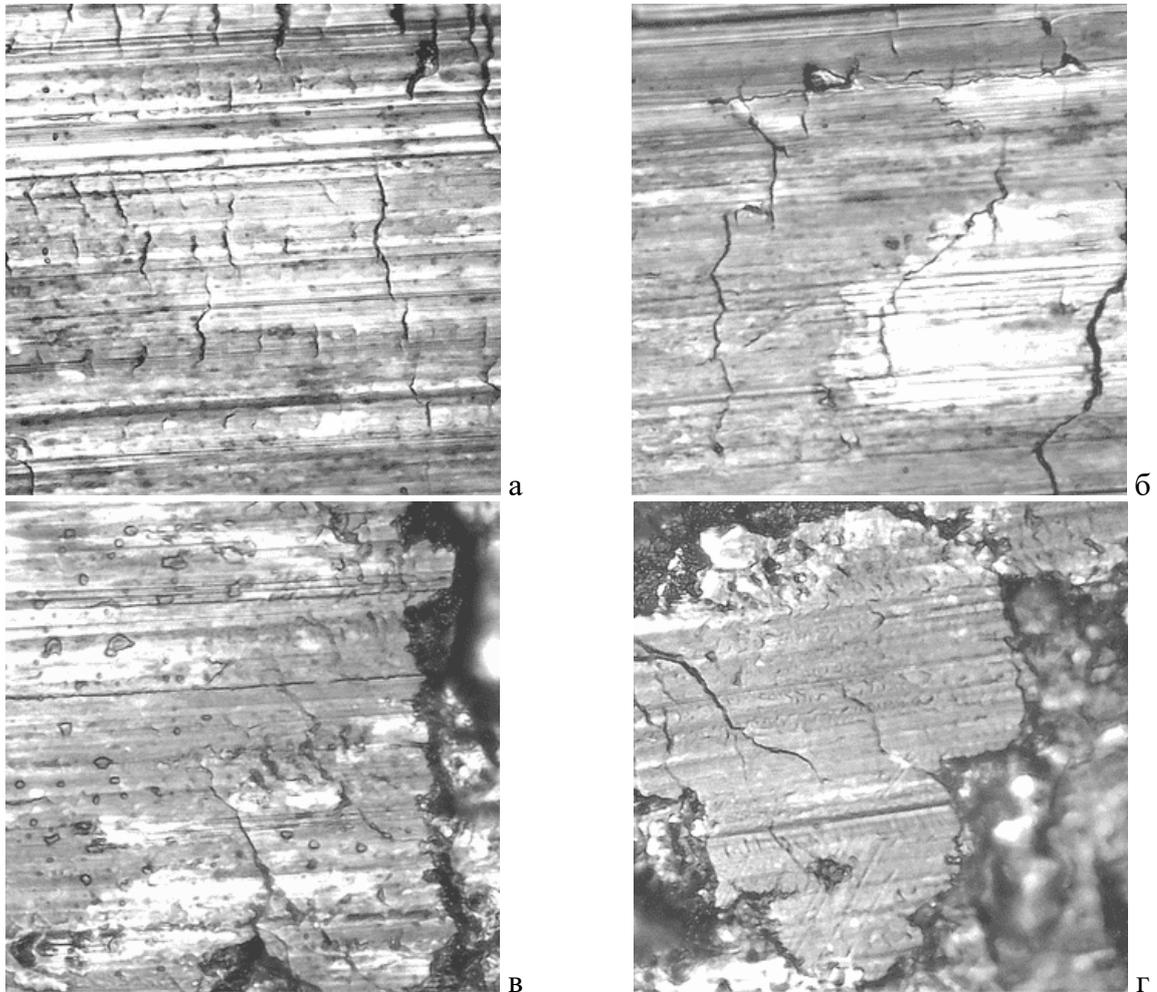


Рисунок 2.12 – Вид поверхности (оптическая микроскопия,  $\times 600$ ) образцов после циклического растяжения с числом циклов  $N = 10$  (а), 50 (б), 150 (в) и 750 (г) стали 20, подвергнутой фрикционной обработке (циклическое нагружение с контролируемой деформацией)

Дополнительное заметное упрочнение поверхностного слоя стали 20, подвергнутой фрикционной обработке, свидетельствует о наличии у данного слоя некоторого запаса пластичности и обусловлено повышением плотности дефектов структуры при деформации (как и в случае отожженной стали 20). Однако резкое снижение микротвердости при последующем нагружении не может быть связано только с перераспределением дислокаций, а обусловлено разрушением сформированного с помощью фрикционной обработки слоя в процессе циклического нагружения (рисунок 2.12), что вызывает его разрыхление и снижение несущей способности. На упрочненной поверхности уже на начальном этапе нагружения ( $N = 10$ ) возникают мелкие трещины (см. рисунок 2.12а). Дальнейшее нагружение приводит к усилению растрескивания (см. рисунок 2.12б) и последующему разрушению отдельных участков поверхности (см. рисунок 2.12в). При числе циклов нагружения  $N = 250-750$  упрочненный поверхностный слой практически полностью разрушен (см. рисунок 2.12г). Распространение трещин происходит в тонком слое под поверхностью, приводя к отслаиванию отдельных участков (рисунок 2.13). Ускоренному трещинообразованию при циклическом нагружении также способствует наличие на поверхности микротрещин усталостного характера (указаны стрелками 1 на рисунке 2.3а). В результате сильного раскрытия трещин (см. рисунок 2.12) при рентгеновской съемке анализируются не только поверхностные, но и внутренние участки материала с более низким уровнем дефектности, приводя к снижению интегральной ширины В рентгеновской линии  $(110)\alpha$  (см. рисунок 2.10б, кривая 2). Следует также отметить, что разрушение упрочненного поверхностного слоя может приводить к искажению результатов измерений микротвердости и ширины рентгеновской линии при числе циклов нагружения  $N > 250$ .

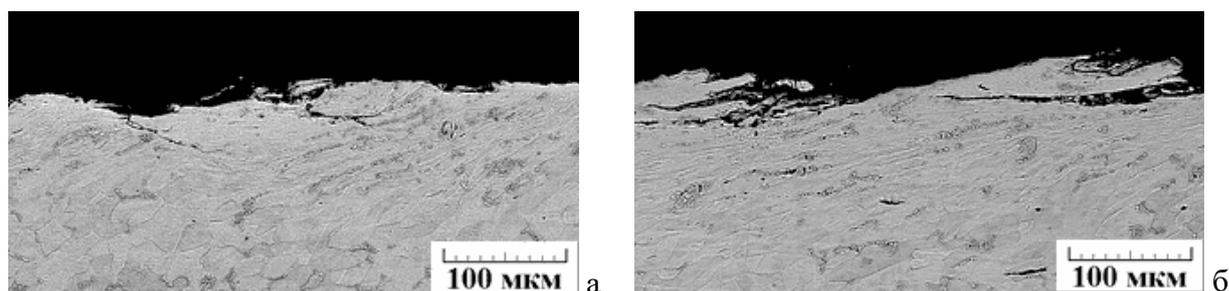


Рисунок 2.13 – Микроструктура (СЭМ) в продольном сечении после циклического растяжения с числом циклов  $N = 50$  (а) и  $750$  (б) стали 20, подвергнутой фрикционной обработке (циклическое нагружение с контролируемой деформацией)

Изучение рельефа поверхности образцов после циклического растяжения с контролируемой величиной общей деформации показало, что на поверхности образца отожженной стали 20 на начальном этапе нагружения ( $N = 10$ ) отчетливо видна полоса локализованной пластической деформации (полоса Людерса-Чернова), расположенная под

углом  $45\text{-}50^\circ$  к направлению растягивающей нагрузки (рисунок 2.14а). Наличие полосы локализованной пластической деформации на поверхности образца отожженной стали обусловлено тем, что в объеме образца нет равномерно распределенных мезоконцентраторов напряжений (действуют только первичные мезоконцентраторы, возникающие в месте приложения к образцу внешней нагрузки) и деформация при циклическом растяжении развивается путем фронтального распространения одной мезополосы локализованной деформации (полосы Людерса-Чернова). Объем материала, одновременно вовлекаемого в пластическое течение, при этом ограничен [174, 203]. Такой же характер пластического течения отожженной стали 20 проявляется и при статическом растяжении, что приводит к появлению зуба и площадки текучести на кривой нагружения (см. рисунок 2.8, кривая 1). При числе циклов нагружения  $N = 50$  на поверхности образца отожженной стали наблюдается развитый деформационный рельеф (см. рисунок 2.14б), который обусловлен действием в объеме материала сдвиговых и поворотных мод деформации [220].

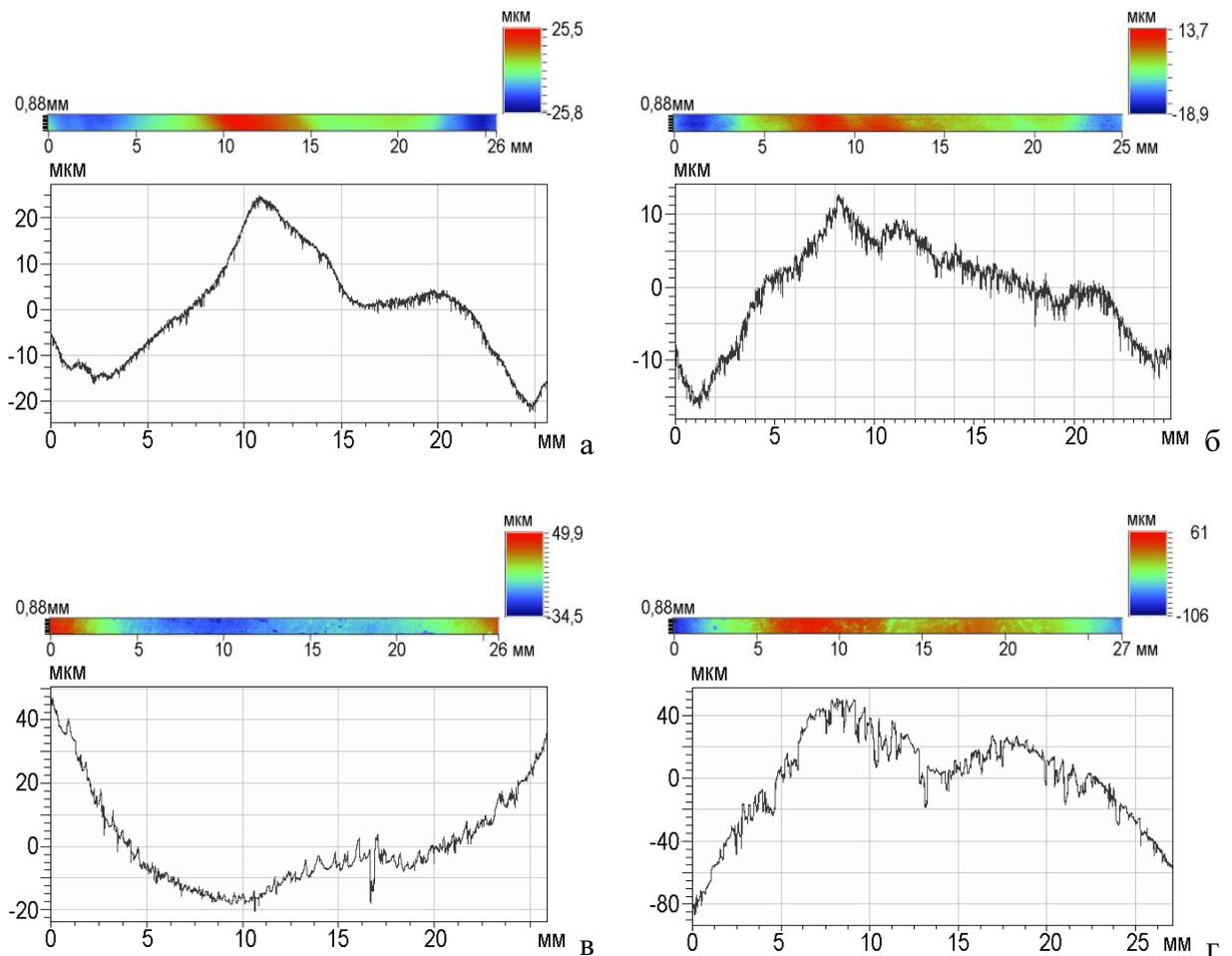


Рисунок 2.14 – Профилограммы поверхности образцов вдоль оси нагружения (оптическая профилометрия) после циклического растяжения с числом циклов  $N = 10$  (а, в) и 50 (б, г) стали 20, подвергнутой (а, б) отжигу и (в, г) фрикционной обработке (циклическое нагружение с контролируемой деформацией)

При циклическом растяжении стали 20, подвергнутой фрикционной обработке, на начальном этапе нагружения ( $N = 10$ ) полоса Людерса-Чернова на поверхности образца не наблюдается (см. рисунок 2.14в), что указывает на изменение характера развития пластического течения. Отсутствие полос локализованной пластической деформации на поверхности образца с упрочненным поверхностным слоем свидетельствует о вовлечении в процесс деформации значительно большего объема материала по сравнению с образцом отожженной стали. В данном случае к первичным мезоконцентраторам напряжений добавляются квазипериодические мезоконцентраторы напряжений, возникающие на границе раздела «поверхностно упрочненный слой – подложка» [203]. Релаксация пиковых значений этих напряжений в более хрупком поверхностном слое происходит путем образования квазипериодической системы поверхностных микротрещин, которые наблюдаются на поверхности образцов после циклического растяжения с числом циклов  $N = 10$  (см. рисунок 2.12а). При этом релаксация напряжений в объеме образца происходит, по-видимому, путем распространения мезополос локализованной деформации в направлениях сопряженных максимальных касательных напряжений от поверхностных микротрещин [203], и в неупрочненной основе формируется не одна, а множество мезополос Людерса-Чернова [174]. Подобный характер пластического течения поверхностно упрочненной стали 20 проявляется и при статическом растяжении, что приводит к исчезновению зуба текучести и резком уменьшении длины площадки текучести на кривой нагружения (см. рисунок 2.8, кривая 2). Таким образом, пластическое течение поверхностно упрочненной стали 20 в области малых деформаций при статическом и циклическом растяжении проявляется в развитии пластической деформации не за счет фронтального распространения единичной полосы Людерса-Чернова (как в отожженной стали 20), а, по-видимому, путем образования множества полос локализованной деформации.

При числе циклов нагружения  $N = 50$  на поверхности образца с упрочненным поверхностным слоем также наблюдается развитый деформационный рельеф (см. рисунок 2.14г). Данный рельеф, по-видимому, развивается как фронтально распространяющийся процесс (подобно полосе Людерса-Чернова) и сопровождается растрескиванием тонкого упрочненного слоя по адгезионно-когезионному механизму [220] с образованием квазипериодических поперечных трещин (см. рисунок 2.12б), а также продольных трещин (см. рисунок 2.13а). Образование поперечных трещин в упрочненном поверхностном слое сопровождается возникновением мощных изгибающих моментов [220], которые, в свою очередь, вызывают дальнейшее растрескивание (см. рисунок 2.12в) и, в конечном итоге, фрагментацию поверхностного слоя (см. рисунок 2.12г) и отслаивание фрагментов (см. рисунок 2.13б).

Рисунок 2.15 показывает, что при циклическом растяжении с контролируемой величиной напряжения, фрикционная обработка не снижает прочность стали 20 в области малоциклового усталости. Это обусловлено способностью сформированного с помощью фрикционной обработки слоя к дополнительному упрочнению при циклическом деформировании (см. рисунок 2.10а, кривая 2). Наличие у поверхностного слоя определенного запаса пластичности способствует замедлению роста трещин, а также задержкой их распространения на границе раздела «поверхностно упрочненный слой – подложка». В хрупких поверхностных слоях зарождение усталостных трещин происходит около границы раздела «поверхностно упрочненный слой-подложка» и сопровождается последующим прорастанием трещины в подложку, более быстрой локализацией деформации и разрушением [233]. В области многоциклового усталости, напротив, наблюдается некоторое снижение циклической прочности поверхностно упрочненной стали 20 и значительный разброс результатов (см. рисунок 2.15). Это обусловлено наличием микротрещин на поверхности стали, подвергнутой фрикционной обработке (указаны стрелками 1 на рисунке 2.3а).

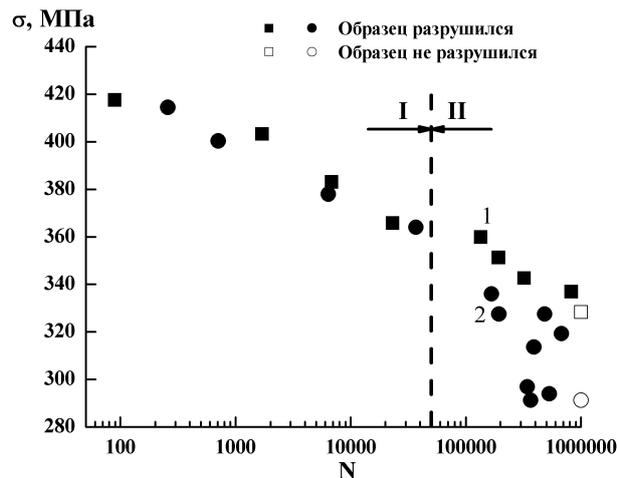


Рисунок 2.15 – Прочность при циклическом растяжении стали 20, подвергнутой (1) отжигу и (2) фрикционной обработке (циклическое нагружение с контролируемым напряжением).

I – область малоциклового усталости, II – область многоциклового усталости

Таким образом, для обеспечения высокой циклической прочности стали 20 с упрочненным поверхностным слоем также необходимо исключить возможность образования микротрещин в данном слое при фрикционной обработке. В этом случае для обоснованного выбора технологических параметров фрикционной обработки целесообразно проводить расчет поврежденности, которая способствует ускоренному трещинообразованию при последующем циклическом нагружении. Результаты расчета поврежденности  $\omega_{ft}$  при фрикционной обработке стали 20 представлены на рисунке 2.16. Из этих данных видно, что непосредственно на поверхности образца  $\omega_{ft} = 1$  уже после 50 проходов индентора, а на глубине  $h = 2,5$  мкм,

соответственно, после 320 проходов индентора (при этом на большей глубине величина поврежденности не превышает  $\omega_{ft} = 0,7$ ). Поэтому, согласно расчету, после проведения фрикционной обработки стали 20 по использованному режиму ( $s = 600$ ) микротрещины должны присутствовать на поверхности образцов, что и наблюдается экспериментально (см. рисунок 2.3а).

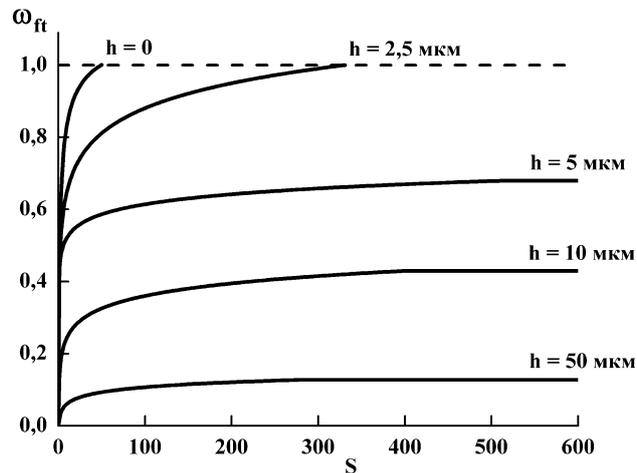


Рисунок 2.16 – Зависимость поврежденности  $\omega_{ft}$  от количества проходов индентора  $s$  при фрикционной обработке стали 20 на различной глубине  $h$  от поверхности образца

Следует также отметить, что в работе [а4] показана возможность оценки с помощью вихретокового метода усталостной деградации подвергнутой фрикционной обработке стали 20 при малоцикловом усталостном нагружении по схеме отнулевого знакопостоянного растяжения. При интенсивном растрескивании на зависимостях величины сигнала вихретокового преобразователя от числа циклов нагружения наблюдается обусловленный ростом электросопротивления характерный минимум в случае проведения измерений на частотах возбуждения вихретокового преобразователя  $f = 36-108$  кГц, когда расчетная глубина анализируемого слоя (71-41 мкм) не превышает глубину упрочненного слоя (около 90 мкм). Кроме того, накопленная пластическая деформация может быть определена путем проведения вихретоковых измерений на минимальной использованной частоте  $f = 2,4$  кГц при расчетной глубине анализируемого слоя 270 мкм, когда вклад свойств тонкого упрочненного слоя в вихретоковые характеристики незначителен. Показана также возможность использования магнитного метода для контроля упрочнения и накопленной пластической деформации на начальном этапе нагружения при циклическом растяжении стали 20, подвергнутой фрикционной обработке. Контроль можно проводить путем измерений коэрцитивной силы и остаточной индукции в сильных и слабых полях.

### 2.3 Выводы к главе 2

1. Показано, что фрикционная обработка формирует на поверхности отожженной стали 20 (0,17 % C) упрочненный слой, который характеризуется качественной поверхностью, повышенной микротвердостью поверхности (430 HV<sub>0,015</sub>) при общей глубине упрочнения около 90 мкм и повышенным сопротивлением механическому контактному воздействию, о чем свидетельствуют данные микроиндентирования (возрастают значения параметров  $R_e$ ,  $H_{IT}/E^*$  и  $H_{IT}^3/E^{*2}$ ). Выявлено также снижение контактного модуля упругости  $E^*$  стали 20 после фрикционной обработки, что обусловлено ростом плотности подвижных дислокаций в поверхностном слое.

2. Установлено, что упрочненный поверхностный слой повышает прочностные и снижает пластические характеристики стали 20 при статическом растяжении, а также существенным образом влияет на характер развития пластического течения при деформировании в условиях статического и циклического нагружения. При статическом растяжении это выражается в исчезновении зуба текучести и уменьшение длины площадки текучести на кривой нагружения и, соответственно, к более однородному пластическому течению поверхностно упрочненной стали на начальном этапе пластического деформирования. В условиях циклического растяжения при малоцикловом нагружении это выражается в образовании не одной (как в отожженной стали), а множества полос локализованной деформации.

3. Выявлено, что при циклическом растяжении с контролируемой величиной напряжения, упрочненный поверхностный слой не снижает циклическую прочность стали 20 в области малоциклового усталости. Это обусловлено способностью данного слоя к дополнительному упрочнению при циклическом деформировании, то есть наличию запаса пластичности, а также более однородным пластическим течением поверхностно упрочненной стали. В области многоциклового усталости, напротив, наблюдается некоторое снижение циклической прочности стали, что обусловлено наличием на ее поверхности микротрещин, возникающих в результате накопленной при фрикционной обработке поврежденности. Усталостная прочность может быть повышена за счет выбора технологических параметров фрикционной обработки, в частности, более низкой нагрузки на индентор, обеспечивающих снижение поврежденности поверхности упрочненного слоя.

### 3 АНАЛИЗ УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТИ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ 50 С МАРТЕНСИТНОЙ СТРУКТУРОЙ

Поверхностное упрочнение до настоящего времени остается одной из наиболее актуальных проблем материаловедения. Поскольку поверхностно упрочненные материалы являются структурно неоднородными, то их поведение при механическом нагружении невозможно достаточно полно и адекватно анализировать только на основе механики деформируемого твердого тела, или на основе теории дислокаций. Изучение процессов пластической деформации, разрушения и изнашивания таких материалов может быть эффективным в рамках новых научных направлений в области физики пластичности и прочности, к которым относится физическая мезомеханика структурно неоднородных материалов [234]. На основе представлений физической мезомеханики получены важные результаты по поведению поверхностно упрочненных материалов при механическом нагружении и, в том числе, при изнашивании. В частности, установлено, что с самого начала нагружения идут в явном виде и играют важную роль процессы мезомасштабного уровня (квазипериодическое растрескивание упрочненной поверхности, образование и распространение мезополос локализованной пластической деформации, формирование мезоструктуры, образование деформационных доменов, вторичная фрагментация). При изнашивании поверхностно упрочненных материалов в приповерхностных слоях происходят процессы пластической деформации на мезоуровне (образование поверхностных трещин, мезополос локализованной пластической деформации, фрагментация), во многом сходные с процессами при статическом нагружении и предопределяющие процесс изнашивания. Получение этих результатов стало возможным, в том числе благодаря использованию метода корреляции цифровых изображений [235].

Известно, что одновременно с деформационным упрочнением может происходить снижение пластичности материала и увеличивается его склонность к разрушению, например, после фрикционной обработки отожженной низкоуглеродистой стали [а7, а38]. Более того, перевод материала в предельно деформированное состояние методами интенсивной (большой) пластической деформации может сопровождаться практически полным исчерпанием его запаса пластичности и приводить к снижению долговечности, в том числе при усталостном нагружении [226, 227]. Эффективным способом устранения указанных недостатков является использование комбинированных методов обработки, включающих в себя воздействие на обрабатываемую поверхность нескольких факторов. К таким обработкам можно отнести комбинированные деформационно-термические обработки, сочетающие поверхностное упрочнение интенсивным пластическим деформированием и последующее термическое

воздействие, улучшающее пластические свойства предельно упрочненного материала. Имеются сведения о возможностях повышения пластичности (при относительно небольшом снижении или даже одновременном росте прочности в условиях статического растяжения) в результате дополнительного отжига после поверхностного наноструктурирования ультразвуковыми обработками инденторами и шариками низкоуглеродистой [236], высоколегированной конструкционной [237] и нержавеющей [238] сталей. Качественно подобный результат установлен при отжиге низкоуглеродистых сталей после равноканального углового прессования [222, 239]. Таким образом, использование комбинированных деформационно-термических обработок дает возможность расширить сферу применения методов ППД для упрочнения валов, зубчатых колес и других деталей из конструкционных сталей, работающих в условиях статического и циклического нагружения. Поэтому исследование особенностей деформирования и разрушения при статическом и циклическом растяжении конструкционной стали 50, подвергнутой комбинированной деформационно-термической обработке, является актуальной задачей.

Дальнейшее повышение эффективности поверхностного упрочнения может быть достигнуто за счет создания поверхностных слоев определенной толщины и прочности. Известно, что предел выносливости связан с характеристиками прочности, определяемыми при статическом нагружении, в частности, имеет сильную корреляционную связь с временным сопротивлением разрыву [240]. Следовательно, для прогнозирования разрушения материалов с упрочненным поверхностным слоем необходимо разработать методики определения прочности этого слоя. Однако упрочненные поверхностные слои с субмикро- или нанокристаллической структурой, как правило, имеют небольшую толщину (несколько десятков микрометров), поэтому изготовление из них микрообразцов для проведения механических испытаний, таких как для объемно-упрочненных наноструктурированных материалов, является весьма трудоемким и не исключает внесения в изготавливаемый образец структурных изменений, которые могут повлиять на результаты механических испытаний. В последние годы особенно большое развитие получили приближенные методы решения задач о деформировании твердых тел, а распространение компьютерной техники позволило использовать достижения механики деформируемого твердого тела в научных и инженерных расчетах [241]. В частности, существующие вычислительные комплексы, основанные на методе конечных элементов, позволяют решать широкий круг задач [118, 242], включая задачи по определению напряженно-деформированного состояния объемных тел и пространственных конструкций при механическом нагружении [243–245]. Поэтому, с одной стороны, для решения этих проблем могут быть эффективно использованы методы компьютерного моделирования и связанные с ними способы проведения виртуальных механических испытаний. С другой стороны,

актуальной проблемой является разработка экспериментальных методик определения механических свойств упрочненного поверхностного слоя.

В настоящей главе изучаются:

– особенности деформирования и разрушения стали 50 (0,51 % С), подвергнутой комбинированной деформационно-термической обработке, при статическом и циклическом растяжении;

– возможность оценки временного сопротивления разрыву упрочненного слоя на поверхности стали 50 путем проведения стандартных механических испытаний на одноосное растяжение.

Представленные в настоящей главе результаты опубликованы в работах [а9, а11, а12, а14, а40, а41, а46, а52, а55].

### 3.1 Материал и методика эксперимента

Материалом исследования служила сталь 50 промышленной выплавки, химический состав которой представлен в таблице 3.1. В состоянии поставки сталь представляла собой прокатанный лист толщиной 4 мм. Из исходного листа изготавливали плоские образцы толщиной 2,7 мм, размерами рабочей части 25×7 мм и общей длиной 80 мм.

Таблица 3.1 – Химический состав стали 50, мас. %

С	Cr	Ni	Mn	Si	Cu	P	S	Fe
0,51	0,13	0,10	0,59	0,24	0,18	0,021	0,017	Основа

Подготовленные образцы подвергали закалке с температуры 850 °С в масло индустриальное И-12 (закалка в масло предотвращала появление закалочных трещин). После закалки поверхность образцов шлифовали и электрополировали в хлорно-уксусном электролите состава 90% CH<sub>3</sub>COOH+10% HClO<sub>4</sub> при напряжении U = 25 В в течение 6 мин. Затем проводили комбинированную деформационно-термическую обработку, включающую фрикционную обработку с последующим отпуском в вакууме при температурах 100-600 °С (выдержка 1 ч). Фрикционную обработку поверхности рабочей части плоских образцов осуществляли<sup>1</sup> на воздухе путем возвратно-поступательного скольжения сферического индентора из твердого сплава ВК8 с радиусом полусферы 2,5 мм, при нагрузке P = 588 Н, средней скорости скольжения V = 0,026 м/с и поперечным смещением d = 0,1 мм после каждого цикла возвратно-поступательного скольжения индентора до тех пор, пока не была обработана

<sup>1</sup> С участием к.т.н. И.Ю. Малыгиной

вся поверхность. По достижении края образца, направление поперечного смещения изменяли на противоположное и повторяли обработку, при этом общее количество проходов по поверхности образца составило  $n = 20$  (рисунок 3.1). В процессе фрикционной обработки также измеряли коэффициент трения, который составил  $\mu = 0,3$ . Плоские образцы подвергали фрикционной обработке с двух сторон. Для сравнения термической и комбинированной деформационно-термической обработок часть образцов после закалки подвергали отпуску при температурах 100-600 °С в течение 1 ч.

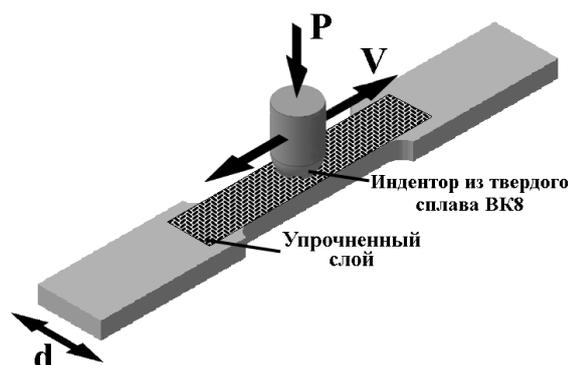


Рисунок 3.1 – Схема фрикционной обработки сферическим индентором плоских образцов для механических испытаний

Поверхности образцов изучали<sup>1</sup> методом сканирующей электронной микроскопии с применением микроскопа Tescan VEGA II XMU с системой рентгеновского энергодисперсионного микроанализа INCA ENERGY 450. Параметры шероховатости поверхности образцов определяли с помощью оптического профилометра Wyko NT-1100 на 5 участках размерами 42,5×55,8 мкм. Профилограммы поверхности образцов после циклического нагружения получали со всей рабочей длины образцов вдоль оси нагружения на участке шириной 0,88 мм. Исследование тонкой структуры осуществляли<sup>2</sup> методом электронной просвечивающей микроскопии на микроскопе JEOL JEM-2100 с применением одностороннего и двустороннего механического и электролитического утонения заготовок (фольг). Интегральную ширину  $B$  рентгеновской линии  $(110)\alpha$  определяли на рентгеновском дифрактометре SHIMADZU XRD-7000 в  $Cr-K_{\alpha}$  излучении.

Микротвердость по методу восстановленного отпечатка определяли<sup>3</sup> на приборе Leica VMHT AUTO при нагрузках 0,245 и 0,49 Н, скорости нагружения 40 мкм/с и выдержке под нагрузкой 15 с. Микроиндентирование с записью диаграммы нагружения проводили<sup>3</sup> на измерительной системе Fischerscope HM2000 XYm с использованием индентора Виккерса и

<sup>1</sup> С участием к.т.н. Н.А. Давыдовой

<sup>2</sup> С участием к.т.н. А.С. Юровских

<sup>3</sup> С участием к.т.н. И.Ю. Малыгиной

программного обеспечения WIN-HCU при максимальной нагрузке 0,245 Н, времени нагружения 5 сек, выдержке при нагрузке 20 сек и времени разгрузки 5 сек. Согласно стандарту ISO 14577 определяли максимальную глубину вдавливания индентора  $h_{\max}$  и остаточную глубину вдавливания индентора после снятия нагрузки  $h_p$ , контактный модуль упругости  $E^*$  ( $E^* = E/(1 - \nu^2)$ , где  $E$  – модуль Юнга,  $\nu$  – коэффициент Пуассона), твердость вдавливания при максимальной нагрузке  $H_{IT}$ , твердость по Мартенсу  $HM$ , работу обратной упругой деформации вдавливания  $W_e$  и общую механическую работу вдавливания  $W_t$ . Погрешность измерения твердости и характеристик индентирования определяли с доверительной вероятностью  $p = 0,95$ .

Механические испытания на статическое и циклическое растяжение проводили на сервогидравлической установке Instron 8801. Циклическое нагружение в области малоциклового усталости проводили с контролируемой величиной общей деформации  $\varepsilon_{\text{общ}} = 2\varepsilon_a = \varepsilon_{\text{упр}} + \varepsilon_{\text{пл}} = 0,022$  ( $\varepsilon_a$  – амплитуда полной деформации цикла;  $\varepsilon_{\text{упр}}$  – амплитуда упругой деформации цикла;  $\varepsilon_{\text{пл}}$  – амплитуда пластической деформации цикла), коэффициентом асимметрии цикла  $R_\varepsilon = 0$  (знакопостоянное отнулевое растяжение), изменением амплитуды деформации цикла по пилообразному закону, частотой нагружения 0,5 Гц (см. рисунок 2.2). При этом испытания осуществляли таким образом, чтобы коэффициенты асимметрии цикла как по деформации ( $R_\varepsilon$ ), так и по напряжению ( $R_\sigma$ ) оставались равны нулю на протяжении всего процесса нагружения ( $R_\sigma = R_\varepsilon = 0$ ). Испытывали образцы с количеством циклов нагружения  $N$  равным 10, 50, 200, 900 и 1200. Величину накопленной пластической деформации рассчитывали по формуле  $\varepsilon_\Sigma = \ln(l_k/l_0)$ , где  $l_0$  – расчетная длина образца;  $l_k$  – длина рабочей части образца после циклического нагружения. Дополнительно два образца были доведены до разрушения, при этом число циклов до разрушения составило  $N_p = 455$  для образца, подвергнутого термической обработке (закалка + отпуск 350 °С), и  $N_p = 1265$  для образца, подвергнутого закалке и комбинированной деформационно-термической обработке (фрикционная обработка + отпуск 350 °С).

Оценку временного сопротивления разрыву упрочненного поверхностного слоя по правилу смесей проводили по формуле:

$$\sigma_B^{\text{сл}} = \frac{\sigma_B^{\text{онс}} - \sigma_B^{\text{осв}} \cdot (1 - V^{\text{сл}})}{V^{\text{сл}}}, \quad (3.1)$$

где  $\sigma_B^{\text{сл}}$  – временное сопротивление упрочненного поверхностного слоя;

$\sigma_B^{\text{онс}}$  – временное сопротивление образца с упрочненным поверхностным слоем;

$\sigma_B^{\text{осв}}$  – временное сопротивление образца без упрочненного поверхностного слоя;

$V^{\text{сл}} = (2 \cdot t^{\text{сл}}) / t^{\text{онс}}$  – объемная доля упрочненного поверхностного слоя;

$t^{\text{сл}}$  – толщина упрочненного поверхностного слоя;

$t^{\text{онс}}$  – толщина образца с упрочненным поверхностным слоем.

Проверочный расчет проводили с использованием метода конечных элементов. Геометрическая интерпретация поставленной задачи приведена на рисунке 3.2. При расчете задавали следующие параметры: модуль упругости и коэффициент Пуассона материала основы, соответственно,  $E_1 = 210$  ГПа и  $\eta_1 = 0,27$ . Пластические свойства материала основы задавали в соответствии с кривой упрочнения, полученной в результате механических испытаний на одноосное растяжение образца без упрочненного поверхностного слоя. Толщину упрочненного поверхностного слоя определяли по глубине эффективного упрочнения (глубине интенсивного снижения микротвердости), которая составила  $t^{сл} = 30$  мкм [246]. Упруглопластические свойства упрочненного поверхностного слоя принимали равными по всей его толщине (неградиентный слой) и задавали в соответствии с моделью билинейного изотропного упрочнения с модулем упругости  $E_2 = 210$  ГПа, коэффициентом Пуассона  $\eta_2 = 0,27$ , пределом текучести  $\sigma_f$ , тангенциальным модулем упругости  $E_t = 0$ . Для одной из головок образца, перемещение боковой стороны, перпендикулярной направлению растяжения, принимали равным нулю.

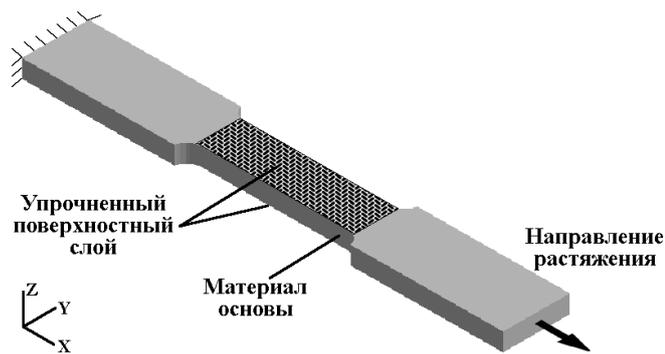


Рисунок 3.2 – Геометрическая интерпретация задачи расчета временного сопротивления разрыву упрочненного слоя на поверхности материала

Расчет выполняли в программной среде Salome-Meca с решателем Code\_Aster для образцов без упрочненного поверхностного слоя и с упрочненным поверхностным слоем. В результате расчета определяли распределение нормальных напряжений  $\sigma_{xx}$  в образце. Разницу между экспериментальным и расчетным значениями временного сопротивления разрыву образца без упрочненного поверхностного слоя принимали за погрешность расчета. При расчете образца с упрочненным поверхностным слоем задавали различные значения величины  $\sigma_f$ . За величину временного сопротивления разрыву упрочненного поверхностного слоя принимали значение  $\sigma_f$ , для которого расчетное значение временного сопротивления разрыву образца с упрочненным поверхностным слоем отличалось от экспериментального значения на величину погрешности расчета.

### 3.2 Структура и механические свойства стали 50 с упрочненным поверхностным слоем, сформированным с помощью комбинированной деформационно-термической обработки

#### 3.2.1 Выбор режима комбинированной деформационно-термической обработки стали 50

Согласно данным сканирующей электронной микроскопии, в тонком поверхностном слое стали 50 глубиной до 5-8 мкм в результате фрикционной обработки возникает относительно однородная дисперсная структура (рисунок 3.3). По мере удаления от поверхности трения на глубине от 5-8 до 25-30 мкм наблюдается структура деформированного мартенсита, а на глубине более 30 мкм наблюдается мартенситная структура, практически не отличающаяся от исходной структуры недеформированной стали 50.

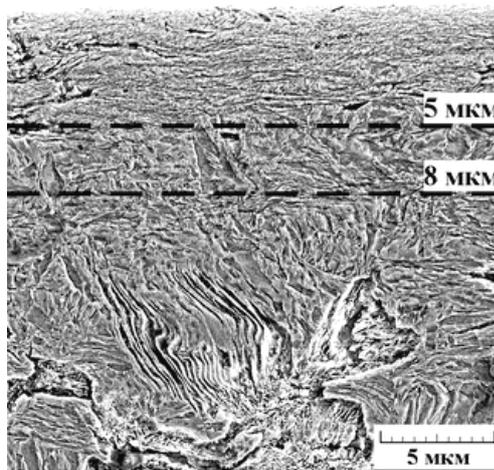


Рисунок 3.3 – Микроструктура (СЭМ) в поперечном сечении закаленной стали 50 после фрикционной обработки

Результаты исследования микротвердости и интегральной ширины В рентгеновской линии  $(110)\alpha$  поверхностного слоя закаленной стали 50, подвергнутой фрикционной обработке, представлены на рисунке 3.4. Из этих данных видно, что максимальные уровни твердости (см. рисунок 3.4а) и ширины рентгеновской линии (см. рисунок 3.4б) наблюдаются непосредственно на поверхности деформированной стали. Поверхностный слой, упрочненный фрикционной обработкой, характеризуется сильным отрицательным градиентом твердости в слое глубиной до 30 мкм (глубина эффективного упрочнения) и общей глубиной упрочнения около 220 мкм. Значительная глубина упрочнения (по сравнению, например, со сталью У10, см. рисунок 1.20а) обусловлена развитием процессов деформационного динамического старения в тетрагональном мартенсите даже при небольших степенях пластической деформации, которые реализуются на значительном удалении от поверхности [95].

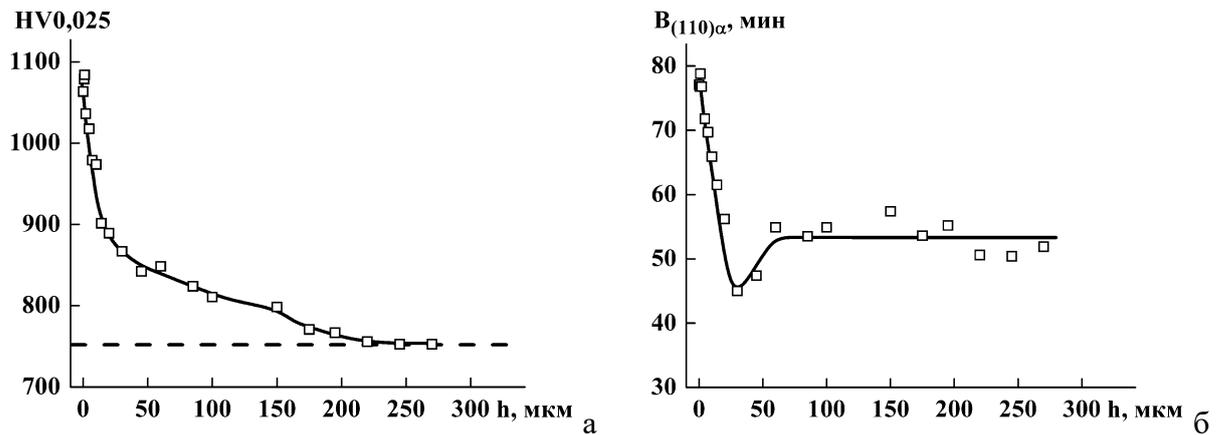


Рисунок 3.4 – Распределение микротвердости HV<sub>0,025</sub> (а) и интегральной ширины V рентгеновской линии (110) $\alpha$  (б) по глубине h упрочненного слоя закаленной стали 50. Штриховой линией обозначена микротвердость закаленной стали

Результаты механических испытаний на одноосное растяжение представлены на рисунке 3.5, который характеризует изменение механических свойств закаленной стали 50 в зависимости от температуры отпуска до и после фрикционной обработки. Из этих данных видно, что в условиях механических испытаний на растяжение фрикционная обработка не оказывает заметного влияния на предел текучести закаленной стали 50, однако снижает ее временное сопротивление разрыву и пластичность, охрупчивая поверхностный слой. При этом очевидно, что отрицательное влияние фрикционной обработки на механические свойства стали 50 устраняется последующим отпуском при температурах более 200-300 °С, а комбинированная деформационно-термическая обработка закаленной конструкционной стали 50, включающая фрикционную обработку с отпуском при 350 °С, обеспечивает сохранение механических свойств по сравнению с закаленной и отпущенной при этой же температуре сталью (см. рисунок 3.5).

Наши исследования также показали, что фрикционная обработка существенно повышает сопротивление разупрочнению при нагреве закаленной стали 50. При этом повышенная твердость деформационно упрочненного слоя по сравнению с исходным закаленным состоянием сохраняется до 350 °С (рисунок 3.6а). Основными причинами повышенной теплостойкости нанокристаллических структур, сформированных в закаленных сталях фрикционной обработкой, являются [93–95]: сохранение нанокристаллической структуры  $\alpha$ -фазы до температур нагрева не менее 350 °С; эффективное закрепление дислокаций углеродом в результате активизации в нанокристаллическом мартенсите процессов деформационного динамического старения; торможение формирования и роста карбидных частиц; торможение процессов возврата в  $\alpha$ -фазе, на что указывают повышенные значения ширины рентгеновской линии (110) $\alpha$  у деформированной стали 50 вплоть до 400 °С (см. рисунок 3.6б, кривая 2);

отсутствие катастрофического (аномального) роста зерна при рекристаллизации деформированных трением сталей.

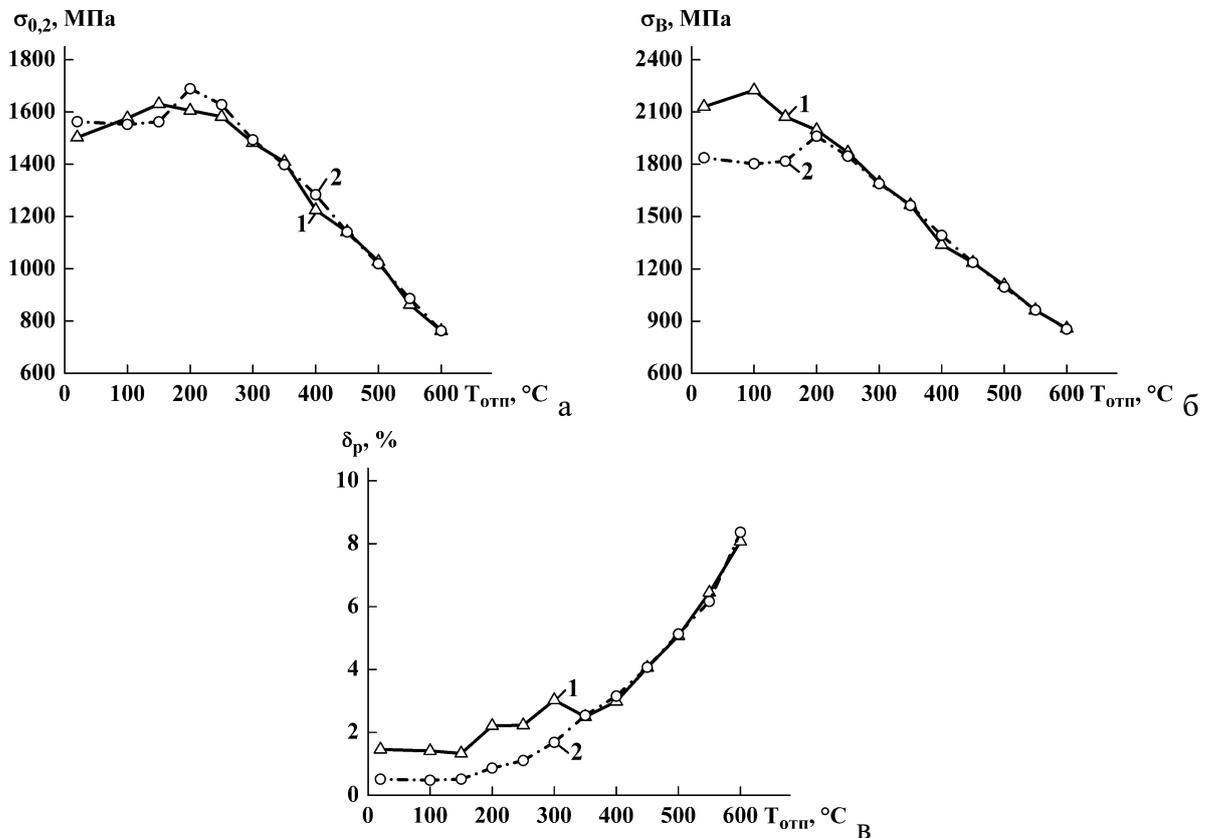


Рисунок 3.5 – Влияние температуры отпуска  $T_{отп}$  на условный предел текучести  $\sigma_{0,2}$  (а), временное сопротивление разрыву  $\sigma_{в}$  (б) и равномерное удлинение  $\delta_{р}$  (в) при статическом растяжении стали 50, подвергнутой (1) термической обработке (закалка + отпуск) и (2) комбинированной деформационно-термической обработке (фрикционная обработка + отпуск)

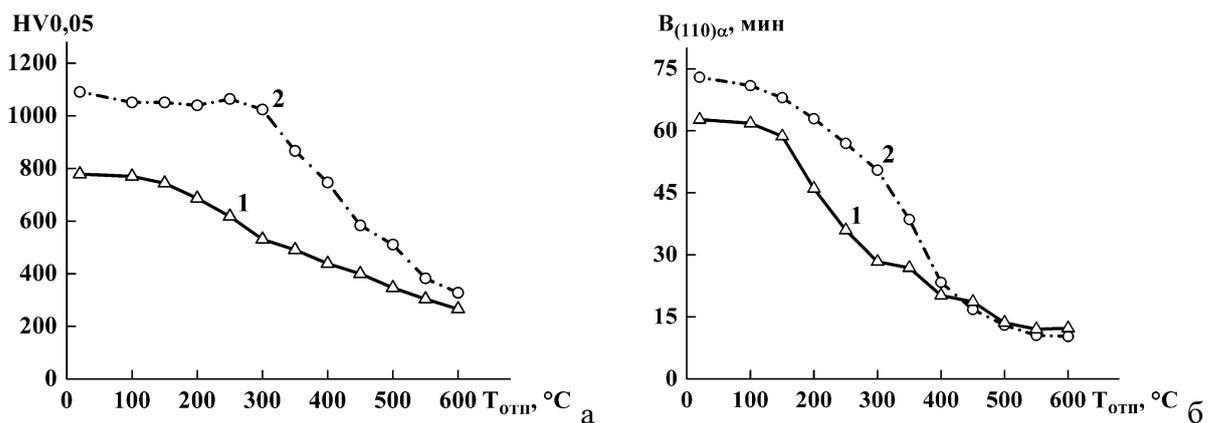


Рисунок 3.6 – Влияние температуры отпуска  $T_{отп}$  на микротвердость HV0,05 (а) и ширину  $B_{(110)\alpha}$  рентгеновской линии (110) $\alpha$  (б) стали 50, подвергнутой (1) термической обработке (закалка + отпуск) и (2) комбинированной деформационно-термической обработке (фрикционная обработка + отпуск)

Согласно результатам сравнительного анализа трибологических свойств, фрикционная обработка закаленной стали 50 обуславливает существенное (в 1,5-3,0 раза) снижение

интенсивности изнашивания в условиях абразивного воздействия. Снижение интенсивности изнашивания наблюдается также при трении скольжения по стальной пластине в присутствии смазки (в условиях граничного трения) и без смазки (в условиях адгезионного изнашивания при отсутствии заметного фрикционного нагрева). Отмеченное преимущество в износостойкости у стали, упрочненной фрикционной обработкой, сохраняется и может даже значительно возрасти после отпуска при 100-600 °С в условиях абразивного изнашивания и при трении со смазкой, а при трении без смазки пониженные значения интенсивности изнашивания сохраняются при нагреве до 350 °С. Это может быть следствием разупрочнения закаленной стали в результате нагрева до 400 °С ниже критического уровня, когда ускоренное разрушение градиентного поверхностного слоя деформационно упрочненной стали при адгезионном изнашивании начинает развиваться по глубинным менее прочным слоям материала.

Таким образом, комбинированная деформационно-термическая обработка закаленной конструкционной стали 50, включающая интенсивное пластическое деформирование методом фрикционной обработки и отпуск при 350 °С, обеспечивает по сравнению с термической обработкой (закалка с отпуском при этой же температуре) рост твердости и износостойкости при трении и абразивном воздействии до 2-3 раз при отсутствии снижения механических свойств (в том числе пластичности) при статическом растяжении. Данный режим обработки будет использован при проведении дальнейших исследований. Отметим, что выбранный режим комбинированной обработки стали 50 соответствует способу поверхностного упрочнения стальных изделий [247], предусматривающего проведение объемной или лазерной закалки с дополнительным деформированием в условиях трения скольжения и возможным последующим отпуском при температурах до 450 °С.

### **3.2.2 Микроструктура, шероховатость поверхности, микротвердость и микромеханические характеристики стали 50, подвергнутой комбинированной деформационно-термической обработке**

Поверхность стали 50, подвергнутой термической обработке (закалка + отпуск 350 °С), имеет типичный для электрополированной поверхности сглаженный рельеф с ямками травления (рисунок 3.7а, в) и параметрами шероховатости  $R_a = 0,11$  мкм и  $R_z = 1,05$  мкм. В результате комбинированной деформационно-термической обработки (фрикционная обработка + отпуск 350 °С) на образцах закаленной стали 50 была сформирована выглаженная поверхность со следами пластического оттеснения материала в виде небольших продольных впадин и выступов, которая характеризуется значительно меньшей шероховатостью с параметрами  $R_a = 0,04$  мкм и  $R_z = 0,28$  мкм (см. рисунок 3.7б, г).

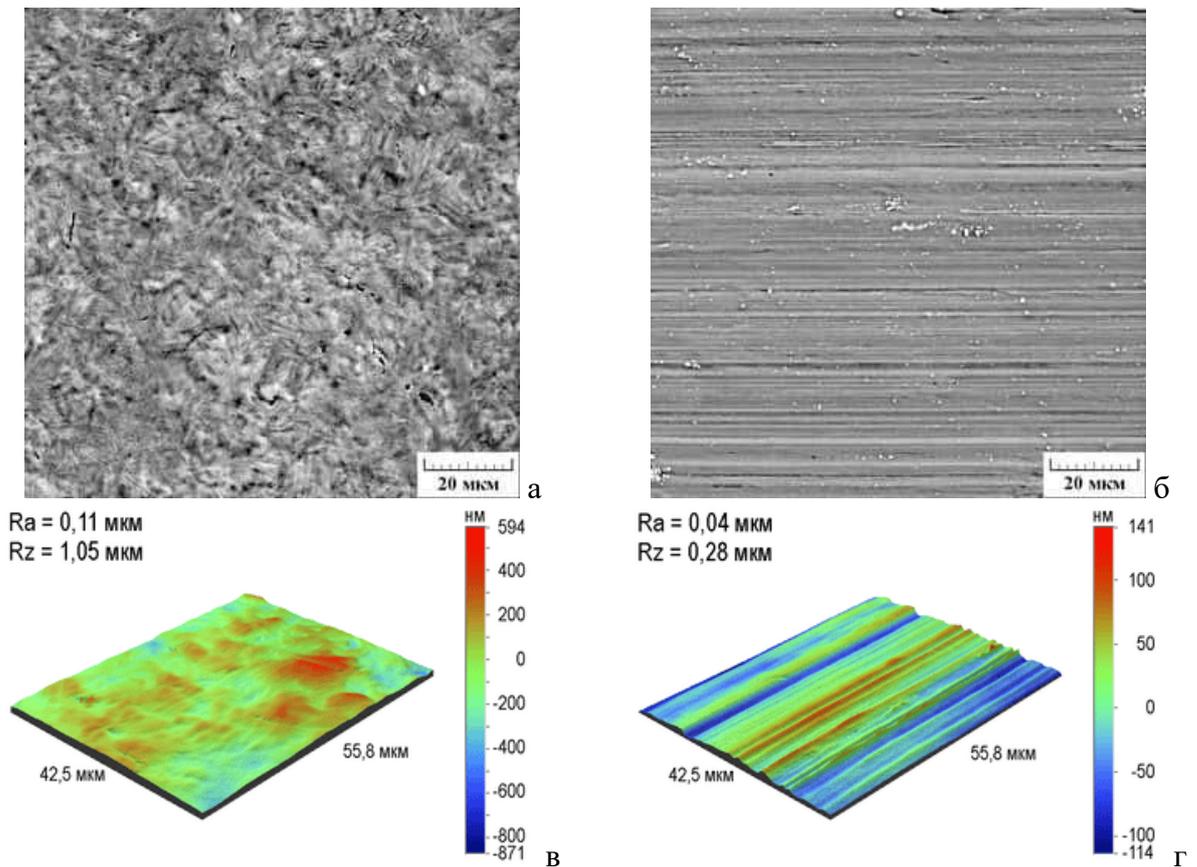


Рисунок 3.7 – Вид поверхности (а, б – СЭМ; в, г – оптическая профилометрия) стали 50 после (а, в) термической обработки (закалка + отпуск 350 °С) и (б, г) комбинированной деформационно-термической обработки (фрикционная обработка + отпуск 350 °С)

Отметим, что на поверхности стали, подвергнутой комбинированной деформационно-термической обработке, отсутствуют микротрещины усталостного характера (так называемая, малоцикловая фрикционная усталость [248]), которые, в частности, возникали на поверхности отожженной низкоуглеродистой стали после фрикционной обработки [а7, а38]. Это обусловлено выбором параметров фрикционной обработки, при которых обеспечивается эффективное упрочнение поверхностного слоя, а поврежденность металла, вызванная большой пластической деформацией [118], еще не достигает приводящих к разрушению материала критических значений. На поверхности стали встречаются также характерные светлые участки (см. рисунок 3.7б), которые представляют собой частички материала индентора (сплава ВК8, состоящего из карбидов вольфрама и кобальтовой связки), перенесенные на поверхность стали в процессе фрикционного нагружения [а7, а38, 97].

Согласно данным просвечивающей электронной микроскопии, после стандартной термической обработки (закалка + отпуск 350 °С) в стали 50 возникает типичная крупнокристаллическая структура отпущенного мартенсита (рисунок 3.8а), сохранившего морфологические признаки исходной закаленной структуры, состоящей из пакетного и пластинчатого мартенсита [98, 246]. На темнопольном изображении в карбидном рефлексе (см.

рисунок 3.8б) видно, что в результате отпуска продолжительностью 1 час при температуре 350 °С по границам и внутри мартенситных кристаллов выделяется цементит  $\text{Fe}_3\text{C}$  в виде вытянутых (рейкообразных) и округлых выделений.

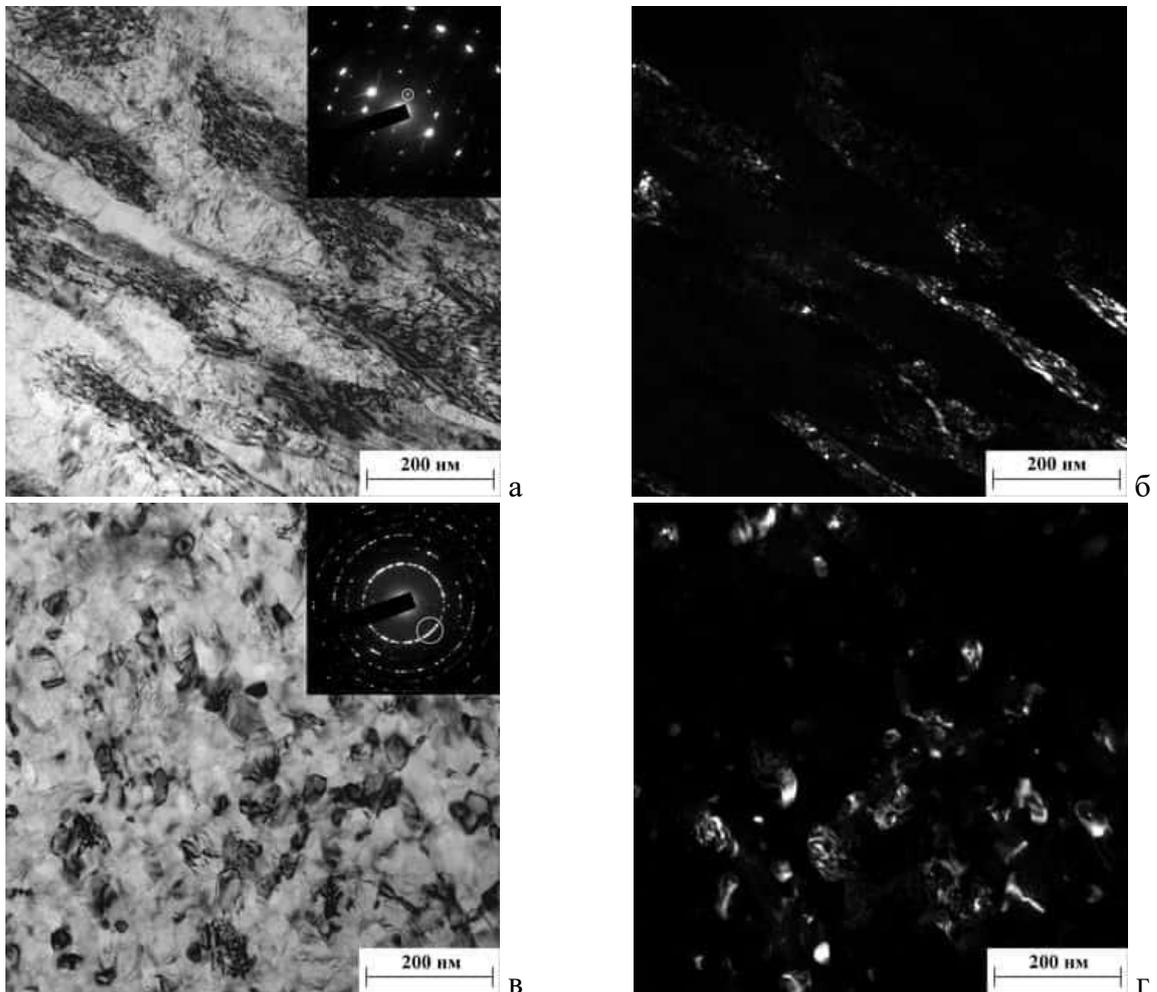


Рисунок 3.8 – Микроструктура (ПЭМ) стали 50 после (а, б) термической обработки (закалка + отпуск 350 °С) и (в, г) комбинированной деформационно-термической обработки (фрикционная обработка + отпуск 350 °С) на глубине до 5 мкм. а, в – светлопольные изображения; б – темнопольное изображение в рефлексе цементита  $(011)\text{Fe}_3\text{C}$ ; г – темнопольное изображение в рефлексе  $(110)\alpha$

В тонком (несколько мкм) поверхностном слое закаленной стали 50 в результате комбинированной деформационно-термической обработки возникает относительно однородная дисперсная структура (см. рисунок 3.8в) со средним размером кристаллов  $\alpha$ -фазы не более 100 нм (см. рисунок 3.8г). Кольцевая микроэлектроннограмма, образованная близко расположенными рефлексами от отдельных кристаллитов (см. рисунок 3.8в), свидетельствует об их большеугловых разориентировках. Следовательно, сформированная структура может быть отнесена к нанокристаллическим структурам, а проведенная комбинированная деформационно-термическая обработка является наноструктурирующей обработкой. Отметим, что сформированная фрикционной обработкой наноструктура  $\alpha$ -фазы сохраняется в закаленных

углеродистых сталях 35 (0,38 % C) и У8 (0,83 % C) и после нагрева до 350 °С, в том числе даже при длительных (до 20 ч) выдержках [94, 96]. На микроэлектронограмме закаленной стали 50 после комбинированной обработки также присутствуют карбидные рефлексы, но они очень слабые (см. рисунок 3.8в). Это обусловлено тем, что в деформированной стали процессы выделения и роста частиц цементита при отпуске сильно замедлены [96], поскольку энергия взаимодействия атомов углерода с дислокациями в деформационно состаренном нанокристаллическом мартенсите превышает энергию взаимодействия атомов углерода с атомами железа в  $\epsilon$ -карбиде (0,27 эВ) и силы связи атомов в цементите (0,4-0,8 эВ) [249].

При фрикционной обработке закаленной стали 50, нанокристаллическая структура образуется в тонком (несколько мкм) слое, который примыкает непосредственно к поверхности и претерпевает наибольшую пластическую деформацию под действием трения [98, 246]. Высокие сжимающие напряжения, возникающие в зоне фрикционного контакта, где металл деформируется в условиях сдвига под давлением, создают условия для реализации в тонком слое ротационной пластичности [70, 199]. В условиях деформации по схеме «сдвиг + поворот», когда наряду с трансляционными модами действуют также поворотные (ротационные) моды деформации [74, 250, 251], происходит фрагментация исходной структуры пластинчатого и пакетного мартенсита закаленной стали 50 с последующими относительными разворотами фрагментов. В результате между ними формируются тонкие большеугловые границы, образованные частичными дисклинациями [252, 253]. Развитию ротационного механизма деформации также способствовал достаточно высокий коэффициент трения ( $\mu = 0,3$ ) в процессе фрикционной обработки. Расчет методом конечных элементов показал, что в накоплении пластической деформации при воздействии скользящим индентором определяющую роль играет сдвиговая компонента деформации [а7, 118, 254]. Поэтому величина деформации, накопленной в поверхностном слое, возрастает с увеличением коэффициента трения.

По сравнению с термической обработкой комбинированная деформационно-термическая обработка приводит к резкому повышению микротвердости поверхности закаленной стали 50 от 460 до 1000 HV<sub>0,025</sub> (таблица 3.2). Это обусловлено не только сильным диспергированием мартенситной структуры (см. рисунок 3.8в, г), но также протеканием в кристаллах тетрагонального мартенсита деформационного динамического старения, приводящего к закреплению возникающих при фрикционной обработке многочисленных дислокаций сегрегациями из атомов углерода [95]. Более значительная плотность дислокаций в деформированной стали сохраняется и после отпуска при температуре 350 °С, на что указывают повышенное значение интегральной ширины рентгеновской линии  $\alpha$ -фазы у стали после деформационно-термической обработки ( $V = 37,5$  мин) по сравнению с термической обработкой ( $V = 30,5$  мин) (см. таблицу 3.2).

Таблица 3.2 – Микротвердость HV<sub>0,025</sub> и интегральная ширина В рентгеновской линии (110)<sub>α</sub> для стали 50 после различных обработок

Обработка	HV <sub>0,025</sub>	B <sub>(110)<sub>α</sub></sub> , мин
Термическая обработка (закалка+отпуск 350 °С)	460±10	30,5
Комбинированная деформационно-термическая обработка	1000±30	37,5

В таблице 3.3 приведены данные микроиндентирования стали 50 после различных обработок. Из этих данных видно, что, по сравнению с термической обработкой, комбинированная деформационно-термическая обработка закаленной стали 50 приводит к уменьшению значений максимальной и остаточной глубины вдавливания индентора  $h_{\max}$  и  $h_p$ , росту твердости по Мартенсу НМ и твердости вдавливания при максимальной нагрузке Н<sub>ГТ</sub>. Наблюдается также рост работы обратной упругой деформации вдавливания  $W_e$ . Величина  $W_e$  зависит от отношения твердости к модулю упругости материала: чем выше это отношение, тем большая работа затрачивается на упругую деформацию и тем большая энергия упругой деформации высвобождается при снятии измерительной нагрузки [201]. Общая механическая работа вдавливания  $W_t$  (которая состоит из работы пластической деформации и работы упругого восстановления) после комбинированной деформационно-термической обработки, напротив, снижается (см. таблицу 3.3), поскольку упрочненный с помощью комбинированной обработки поверхностный слой обладает меньшей пластичностью, чем металл, подвергнутый термической обработке, и, соответственно, меньше деформируется при микроиндентировании. Отметим, что, комбинированная деформационно-термическая обработка не повлияла на величину контактного модуля упругости  $E^*$  стали 50 (см. таблицу 3.3), так же, как и фрикционная обработка не повлияла на величину  $E^*$  стали У10 (см. таблицу 1.5).

Таблица 3.3 – Результаты микроиндентирования при максимальной нагрузке на индентор Виккерса 0,245 Н для стали 50 после различных обработок

Обработка	$h_{\max}$ , мкм	$h_p$ , мкм	НМ, ГПа	Н <sub>ГТ</sub> , ГПа	$E^*$ , ГПа	$W_e$ , нДж	$W_t$ , нДж
Термическая обработка (закалка + отпуск 350°С)	1,48±0,04	1,22±0,04	4,3±0,3	5,5±0,3	225±6	23,2±0,3	117±3
Комбинированная деформационно- термическая обработка	1,14±0,03	0,81±0,03	7,3±0,4	10,9±0,6	223±7	32,9±0,6	94±3

На основе измеряемых при индентировании характеристик также были определены параметры, по которым оценивают способность поверхностных слоев различных материалов

сопротивляться механическому контактному воздействию и, соответственно, выдерживать эксплуатационные нагрузки. Так, отношение твердости вдавливания к контактному модулю упругости  $H_{IT}/E^*$  (удельная контактная твердость) [17, 18] и упругое восстановление  $R_e = ((h_{max} - h_p)/h_{max}) \times 100\%$  [19–21] характеризуют упругую деформацию (долю упругой деформации в общей деформации) и, соответственно, способность материала сопротивляться нагружению до начала пластического деформирования. Отношение  $H^3/E^{*2}$  принято считать качественной сравнительной характеристикой сопротивления пластической деформации, поскольку напряжение течения пропорционально указанному отношению ( $P_y \sim H^3/E^{*2}$ ) [23]. Отношения  $H_{IT}/E^*$  и  $H^3/E^{*2}$  являются универсальными характеристиками, позволяющими сравнивать материалы различных классов, поскольку сопротивление материала механическому воздействию зависит как от его твердости, так и от модуля упругости. Данные таблицы 3.4 показывают, что параметры  $R_e$ ,  $H_{IT}/E^*$  и  $H^3/E^{*2}$  существенно возрастают после комбинированной деформационно-термической обработки. Следовательно, по сравнению с термической обработкой, комбинированная деформационно-термическая обработка повышает сопротивление закаленной стали 50 механическому контактному воздействию.

Таблица 3.4 – Параметры  $R_e$ ,  $H_{IT}/E^*$  и  $H^3/E^{*2}$  для стали 50 после различных обработок

Обработка	$R_e$ , %	$H_{IT}/E^*$	$H^3/E^{*2}$ , ГПа
Термическая обработка (закалка+отпуск 350 °С)	17,6	0,024	0,003
Комбинированная деформационно-термическая обработка	28,9	0,049	0,026

### 3.2.3 Влияние упрочненного поверхностного слоя на особенности деформирования и разрушения стали 50 при статическом и циклическом растяжении

Из таблицы 3.5 следует, что комбинированная деформационно-термическая обработка закаленной стали 50 несколько повышает прочностные характеристики по сравнению с термической обработкой. В частности, предел текучести и временное сопротивление разрыву возрастают на 20 МПа, напряжение разрушения – на 110 МПа. При этом равномерное удлинение  $\delta_r$  практически не изменяется, общее удлинение  $\delta_k$  снижается на 3,8 %, оставаясь при этом достаточно высоким ( $\delta_k = 6,9 \%$ ). Комбинированная деформационно-термическая обработка оказывает влияние на вид кривой нагружения стали, на которой отсутствует площадка текучести (рисунок 3.9). Это свидетельствует об однородном пластическом течении стали, подвергнутой комбинированной деформационно-термической обработке, на начальном этапе пластического деформирования при статическом растяжении.

Таблица 3.5 – Прочностные (условный предел текучести  $\sigma_{0,2}$ , временное сопротивление разрыву  $\sigma_B$ , напряжение разрушения  $\sigma_K$ ) и пластические (равномерное  $\delta_R$  и общее  $\delta_K$  удлинение) характеристики при статическом растяжении стали 50 после различных обработок

Обработка	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_K$ , МПа	$\delta_R$ , %	$\delta_K$ , %
Термическая обработка (закалка+отпуск 350 °С)	1420	1550	1280	3,2	10,7
Комбинированная деформационно-термическая обработка	1440	1570	1390	2,9	6,9

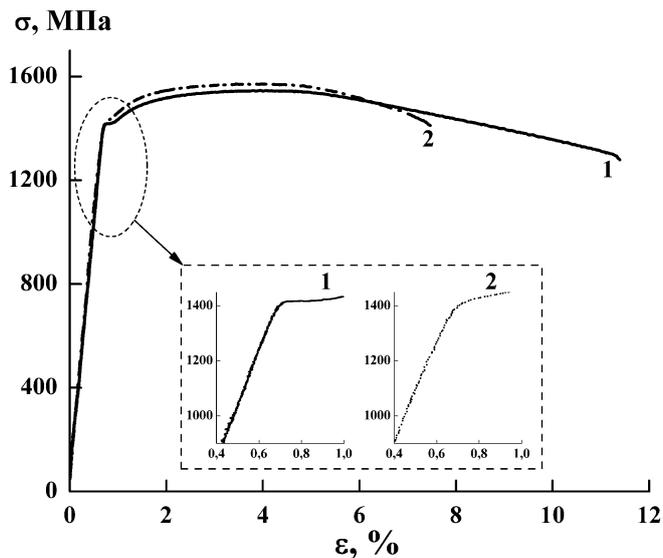


Рисунок 3.9 – Кривые нагружения при статическом растяжении стали 50, подвергнутой (1) термической обработке (закалка + отпуск 350 °С) и (2) комбинированной деформационно-термической обработке (фрикционная обработка + отпуск 350 °С)

Оценка временного сопротивления разрыву упрочненного поверхностного слоя по правилу смесей с использованием формулы 3.1 при  $\sigma_B^{\text{оhc}} = 1571$  МПа,  $\sigma_B^{\text{оcb}} = 1546$  МПа (при расчете использовали неокругленные значения временного сопротивления разрыву),  $t^{\text{cl}} = 30$  мкм и  $t^{\text{оhc}} = 2,7$  мм дает временное сопротивление упрочненного поверхностного слоя, равное  $\sigma_B^{\text{сл}} = 2671$  МПа. Кривая нагружения образца без упрочненного поверхностного слоя, полученная в результате расчета с использованием метода конечных элементов, приведена на рисунке 3.10, кривая 2. Разница между расчетным и экспериментальными значениями временного сопротивления разрыву образца без упрочненного поверхностного слоя составила  $1551 - 1546 = 5$  МПа. Эту величину приняли за погрешность расчета. При расчете образца с упрочненным поверхностным слоем с различными значениями величины  $\sigma_f$  установлено, что для  $\sigma_f = 2700$  МПа (рисунок 3.10, кривая 4), временное сопротивление разрыву составило 1576 МПа, что превышает экспериментальное значение временного сопротивления разрыву образца

с упрочненным поверхностным слоем на величину погрешности расчета. Следовательно, расчетное значение временного сопротивления разрыву упрочненного поверхностного слоя толщиной 30 мкм составило  $\sigma_B^{сл} = 2700$  МПа.

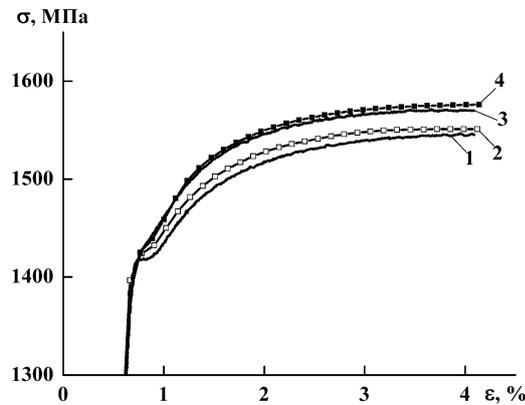


Рисунок 3.10 – Экспериментальные (1, 3) и расчетные (2, 4) кривые нагружения при одноосном растяжении образца без упрочненного поверхностного слоя (1, 2) и с упрочненным поверхностным слоем (3, 4) для  $\sigma_f = 2700$  МПа (3, 4)

Таким образом, оценка временного сопротивления разрыву упрочненного поверхностного слоя по правилу смесей и с использованием метода конечных элементов дает близкие значения временного сопротивления разрыву упрочненного слоя. Полученные результаты свидетельствуют о возможности определения временного сопротивления разрыву упрочненного слоя на поверхности материала путем проведения стандартных механических испытаний на одноосное растяжение. Это может быть использовано для оценки, в том числе методами математического моделирования, предела выносливости поверхностно упрочненных материалов, который коррелирует с временным сопротивлением разрыву.

Рисунок 3.11 показывает, что при циклическом растяжении с контролируемой величиной общей деформации  $\epsilon_{общ} = 0,022$  (см. рисунок 2.2) накопление пластической деформации в образцах стали 50, подвергнутых как термической (рисунок 3.11, кривая 1), так и деформационно-термической (рисунок 3.11, кривая 2) обработкам, происходит в течение первых 200 циклов нагружения. При дальнейшем увеличении числа циклов нагружения, соответственно, до 900 и 1200, дополнительного роста величины накопленной пластической деформации не наблюдается в результате деформационного упрочнения стали, и последующее деформирование происходит лишь в упругой области. Из рисунка 3.11 следует также, что после деформационно-термической обработки в стали при циклическом нагружении накапливается меньшая максимальная пластическая деформация ( $\epsilon_{\Sigma} = 0,0093$ , кривая 2), чем после термической обработки ( $\epsilon_{\Sigma} = 0,0145$ , кривая 1). Это обусловлено наличием на поверхности стали, подвергнутой деформационно-термической обработке, упрочненного при фрикционном

воздействии слоя (см. рисунки 3.3; 3.4), который обладает меньшей способностью к пластическому деформированию (см. таблицу 3.5; рисунок 3.9).

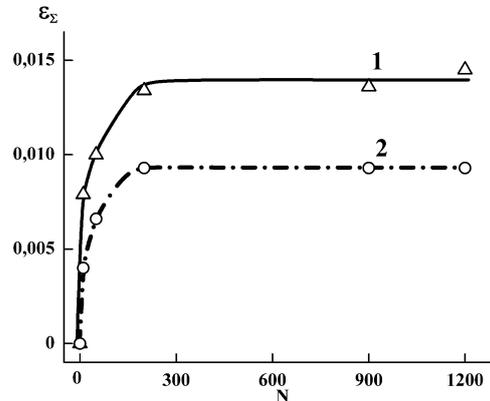


Рисунок 3.11 – Зависимость накопленной пластической деформации  $\varepsilon_{\Sigma}$  от числа циклов  $N$  при циклическом растяжении стали 50, подвергнутой (1) термической обработке (закалка + отпуск  $350^{\circ}\text{C}$ ) и (2) комбинированной деформационно-термической обработке (фрикционная обработка + отпуск  $350^{\circ}\text{C}$ )

Рисунок 3.12а показывает, что микротвердость стали 50, подвергнутой термической и комбинированной деформационно-термической обработкам, остается практически постоянной на протяжении всего процесса циклического нагружения. Интегральная ширина  $V$  рентгеновской линии  $(110)\alpha$ , напротив, существенно изменяется (см. рисунок 3.12б). На начальном этапе нагружения (до 10 циклов у стали после термической обработки и до 50 циклов у стали после комбинированной деформационно-термической обработки) наблюдается резкий рост величины  $V_{(110)\alpha}$ , отражающий повышение плотности дефектов структуры. Затем при нагружении до 200 циклов происходит уменьшение величины  $V_{(110)\alpha}$ , которое может быть связано с перераспределением дислокаций внутри сформировавшихся при циклической деформации дислокационных субструктурах [66, 232], а также оттоком дефектов в субмикроскопические нарушения сплошности. При дальнейшем циклическом нагружении величина  $V_{(110)\alpha}$  остается практически постоянной и составляет около 33 мин у стали после термической обработки и около 40 мин у стали после комбинированной деформационно-термической обработки, что превышает значение ширины линии перед циклическим нагружением (см. рисунок 3.12б). Отметим, что до начала циклического нагружения, величина  $V_{(110)\alpha}$  у стали, подвергнутой комбинированной деформационно-термической обработке, на 7 мин превышала величину  $V_{(110)\alpha}$  у стали, подвергнутой термической обработке (см. таблицу 3.2). Наблюдаемая разница в значениях ширины линии сохранилась и после циклического нагружения.

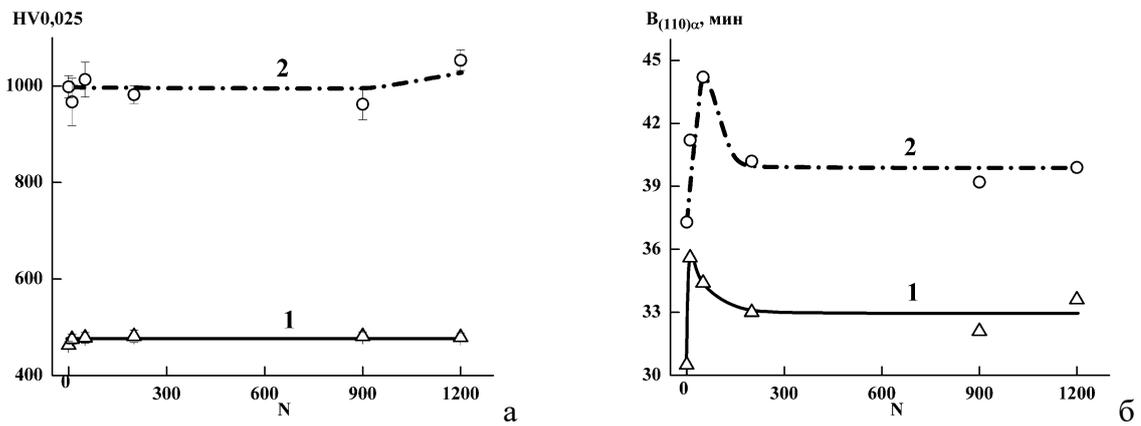


Рисунок 3.12 – Влияние числа циклов  $N$  при циклическом растяжении на микротвердость  $HV_{0,025}$  (а) и интегральную ширину  $V$  рентгеновской линии  $(110)\alpha$  (б) стали 50, подвергнутой (1) термической обработке (закалка + отпуск  $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) и (2) комбинированной деформационно-термической обработке (фрикционная обработка + отпуск  $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ )

На рисунке 3.13 представлены данные микроиндентирования стали 50, подвергнутой циклическому растяжению. Видно, что характеристики индентирования во многих случаях слабо изменяются на протяжении всего процесса нагружения, однако изменение некоторых характеристик коррелирует с изменением интегральной ширины  $V_{(110)\alpha}$  (см. рисунок 3.12б), то есть с изменением плотности дефектов кристаллического строения. В частности, для стали, подвергнутой комбинированной деформационно-термической обработке (см. рисунок 3.13, кривые 2), при увеличении числа циклов нагружения до  $N = 50$  наблюдается снижение характеристик  $H_M$ ,  $H_{IT}$  и  $W_e$ , а также рост характеристик  $h_p$  и  $W_t$ . Параметры  $R_e$ ,  $H_{IT}/E^*$  и  $H_{IT}^3/E^{*2}$  также снижаются. Это свидетельствует о некотором увеличении пластичности рассматриваемого поверхностного слоя. Такое поведение стали 50, подвергнутой комбинированной деформационно-термической обработке, может быть связано с ростом числа подвижных дислокаций на начальной стадии пластического деформирования при циклическом растяжении. При дальнейшем циклическом нагружении происходит постепенное восстановление характеристик индентирования до первоначальных значений. Из рисунка 3.13 также следует, что повышенные значения параметров  $H_{IT}/E^*$ ,  $R_e$  и  $H_{IT}^3/E^{*2}$ , наблюдаемые для стали 50 после комбинированной деформационно-термической обработки (см. таблицу 3.4), сохраняются и после циклического нагружения, а, следовательно, сохраняется и более высокая стойкость стали к механическому контактному воздействию.

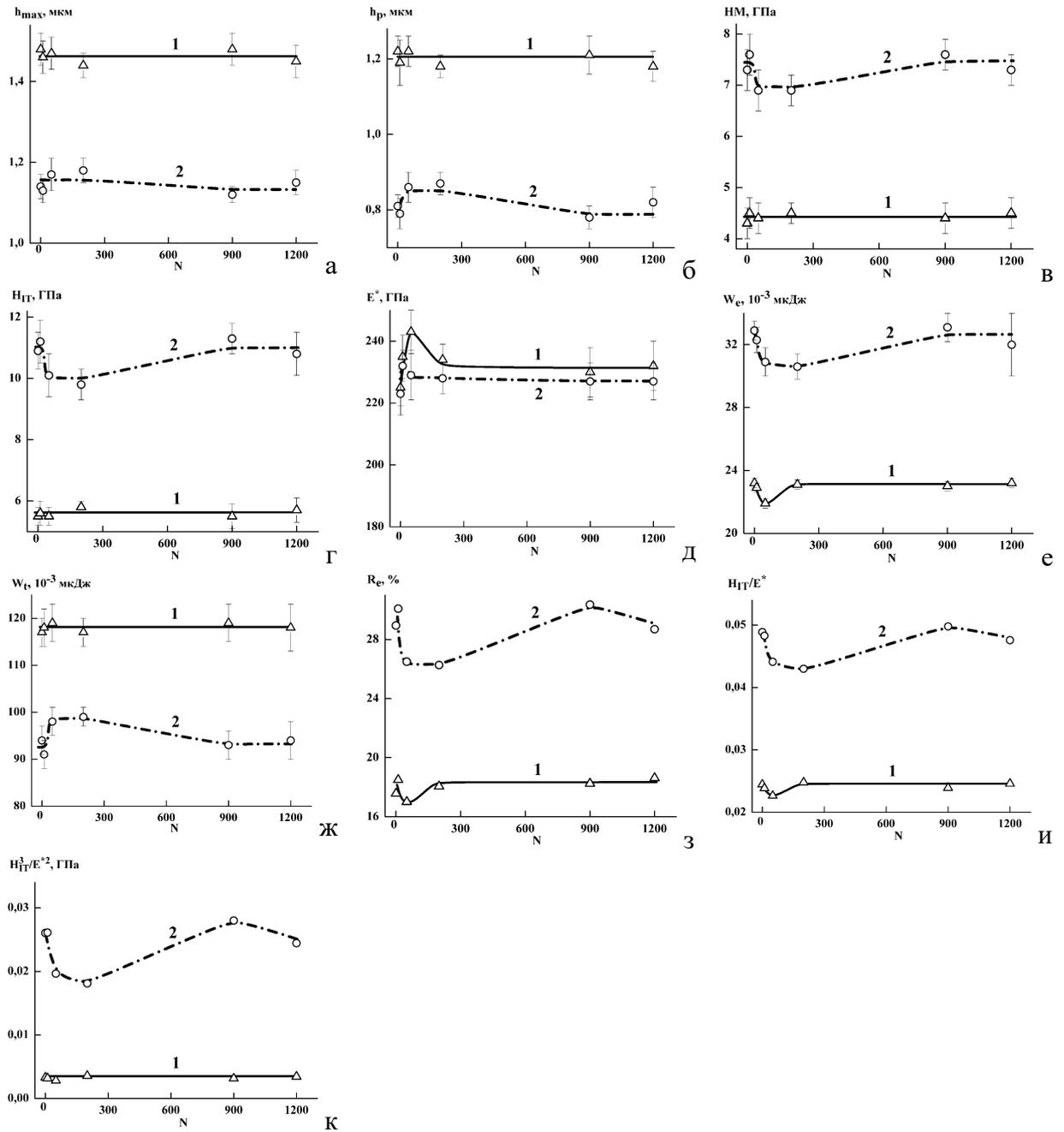


Рисунок 3.13 – Влияние числа циклов  $N$  при циклическом растяжении на максимальную и остаточную глубину вдавливания индентора  $h_{max}$  (а) и  $h_p$  (б), твердость по Мартенсу  $H_M$  (в), твердость вдавливания при максимальной нагрузке  $H_{IT}$  (г), контактный модуль упругости  $E^*$  (д), работу обратной упругой деформации вдавливания  $W_e$  (е), общую механическую работу вдавливания  $W_t$  (ж), упругое восстановление  $R_e$  (з), отношения  $H_{IT}/E^*$  (и) и  $H_{IT}^3/E^{*2}$  (к) для стали 50, подвергнутой (1) термической обработке (закалка + отпуск 350 °С) и (2) комбинированной деформационно-термической обработке (фрикционная обработка + отпуск 350 °С)

Изучение рельефа поверхности образцов после циклического растяжения с помощью оптической профилометрии показало, что на поверхности образца стали 50, подвергнутой термической обработке (закалка + отпуск 350 °С), уже на начальной стадии циклического нагружения ( $N = 10$ ) возникает деформационный макрорельеф (рисунок 3.14а), который становится более выраженным при увеличении числа циклов нагружения до  $N = 200$  (рисунок

3.14б). Электронно-микроскопическое исследование выявило также наличие на поверхности образцов термически обработанной стали деформационного рельефа в виде мезовихрей при числе циклов нагружения  $N = 10$  (рисунок 3.15а), возникновение которых может быть обусловлено действием в объеме материала сдвиговых и поворотных мод деформации [220]. При числе циклов нагружения  $N = 50$  эти мезовихри становятся более выраженными (рисунок 3.15б). При числе циклов нагружения  $N = 200$  и более на поверхности образцов появляются отдельные протяженные усталостные трещины (рисунок 3.15в-д), которые, по-видимому, являются результатом зигзагообразных сдвигов – мезополос локализованной деформации, распространяющихся по сопряженным направлениям максимальных касательных напряжений [255]. Кроме того, на поверхности образцов термически обработанной стали после циклического растяжения появляются поры (указаны стрелками на рисунке 3.15), что является механизмом релаксации напряжений, создаваемых при образовании мезовихрей [255].

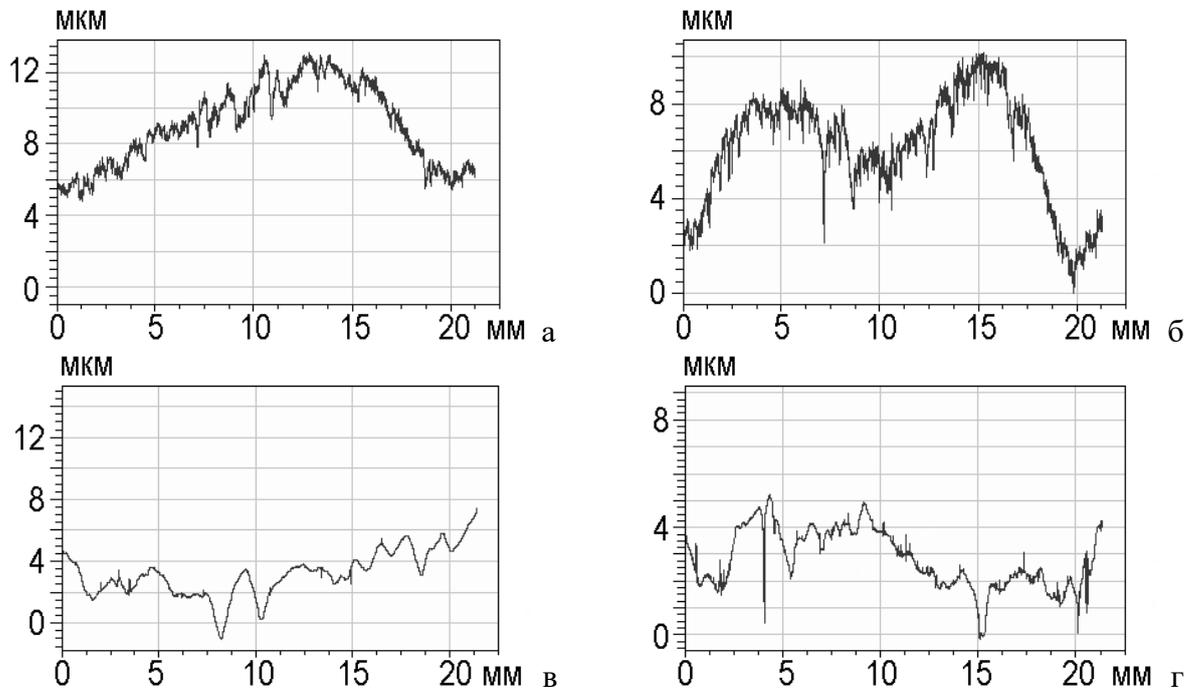


Рисунок 3.14 – Профилограммы поверхности образцов вдоль оси нагружения (оптическая профилометрия) после циклического растяжения с числом циклов  $N = 10$  (а, в) и  $200$  (б, г) стали  $50$ , подвергнутой (а, б) термической обработке (закалка + отпуск  $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) и (в, г) комбинированной деформационно-термической обработке (фрикционная обработка + отпуск  $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ )

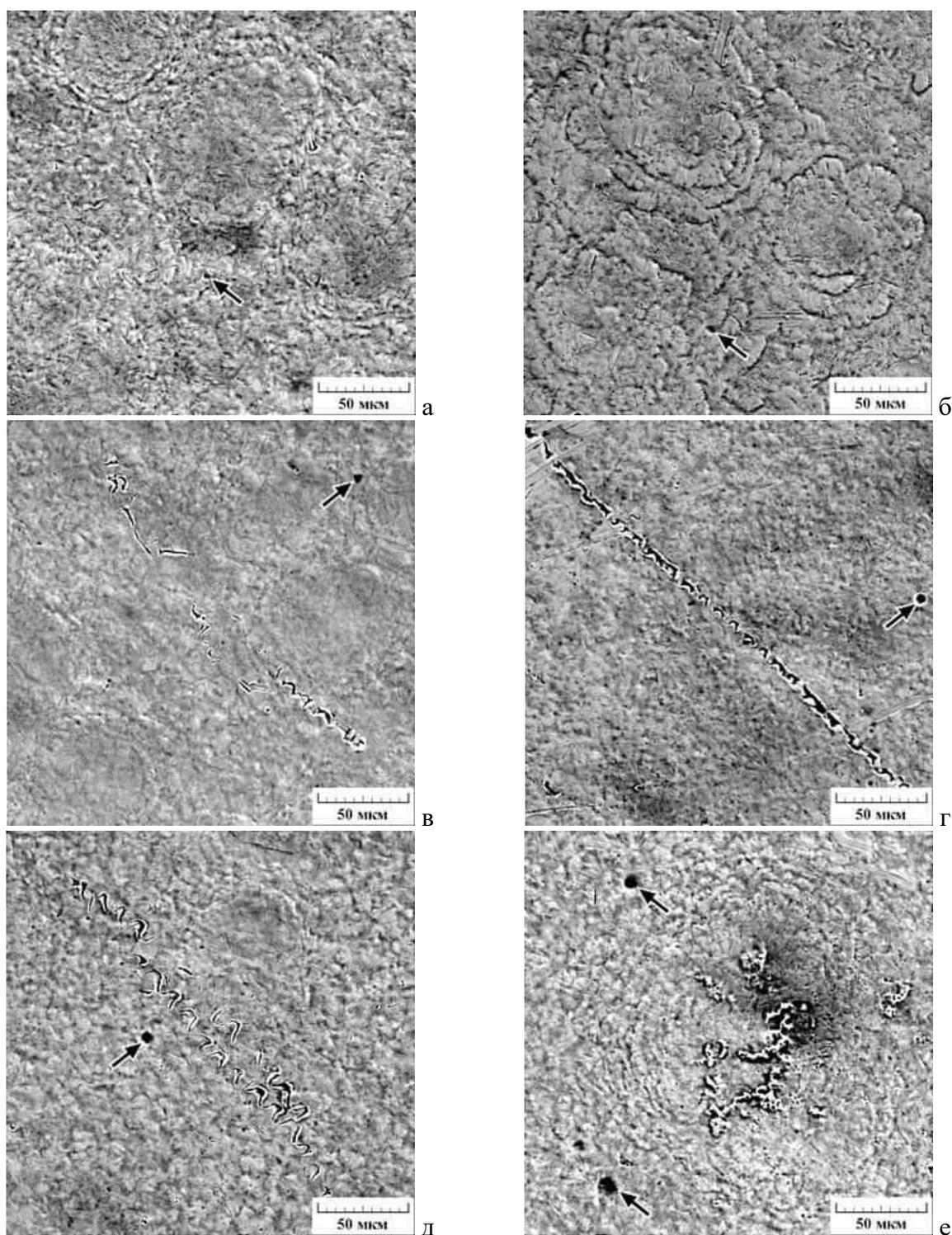


Рисунок 3.15 – Вид поверхности (СЭМ) образцов после циклического растяжения с числом циклов  $N = 10$  (а), 50 (б), 200 (в), 900 (г), и 1200 (д, е) стали 50, подвергнутой термической обработке (закалка + отпуск  $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ ). Стрелками обозначены поры

Отметим, что характер пластического течения стали 50 отличается от пластического течения стали 20 (стали Ст3) [а7, а38]. В случае стали 20, деформация при циклическом растяжении на начальном этапе нагружения развивалась путем фронтального распространения одной мезополосы локализованной деформации (полосы Людерса-Чернова) из-за отсутствия в объеме образца распределенных мезоконцентраторов напряжений и, следовательно,

ограниченного объема материала, одновременно вовлекаемого в пластическое течение [174, 203]. Это обусловлено тем, что структура отпущенного мартенсита стали 50 обладает существенно большей дисперсностью (см. рисунок 3.8а, б) и, соответственно, более протяженными границами раздела, чем феррито-перлитная структура отожженной стали 20. Границы раздела являются концентраторами напряжений, релаксация которых приводит к вовлечению в пластическое течение большего объема материала [204, 205]. При статическом растяжении стали 50, подвергнутой закалке и отпуску при температуре 350 °С, в отличие от отожженной стали 20 [а7, а38], зуб текучести на кривой нагружения отсутствует, а площадка текучести имеет существенно меньшую длину (см. рисунок 3.9, кривая 1).

На поверхности образца стали 50, подвергнутой комбинированной деформационно-термической обработке (фрикционная обработка + отпуск 350 °С), на начальном этапе циклического растяжения выраженного деформационного макрорельефа не наблюдается (см. рисунок 3.14в). При этом на кривой нагружения при статическом растяжении стали 50, подвергнутой комбинированной обработке, площадка текучести отсутствует (см. рисунок 3.9, кривая 2), что свидетельствует о вовлечении в процесс деформации большего объема материала по сравнению с термически обработанной сталью. Это обусловлено тем, что к первичным мезоконцентраторам напряжений добавляются квазипериодические мезоконцентраторы напряжений, возникающие на границе раздела «упрочненный поверхностный слой – подложка». Релаксация пиковых значений этих напряжений в упрочненном поверхностном слое происходит путем образования квазипериодической системы поверхностных микротрещин [203], которые и наблюдаются на поверхности образцов стали 50, подвергнутой комбинированной обработке, после циклического нагружения уже при числе циклов  $N = 10$  (рисунок 3.16а). С увеличением числа циклов нагружения, количество и протяженность микротрещин, возникающих под действием нормальных напряжений, постепенно увеличивается (рисунок 3.16б-г). При этом упрочненный поверхностный слой полностью не разрушается (не отслаивается) вплоть до разрушения образца при циклическом растяжении ( $N = 1200$  циклов). Отметим, что образования деформационного макрорельефа и мезовихрей, которые характерны для поверхности образцов термически обработанной стали 50 (см. рисунки 3.14б; 3.15), в случае стали, подвергнутой комбинированной обработке, не наблюдается (см. рисунки 3.14г; 3.16). Это свидетельствует об однородном пластическом течении стали, подвергнутой комбинированной деформационно-термической обработке, не только на начальном этапе нагружения, но и на протяжении всего процесса циклического растяжения. Можно ожидать, что однородное пластическое течение также способствует повышению усталостной прочности, поскольку локализация деформации приводит к ускоренному разрушению.

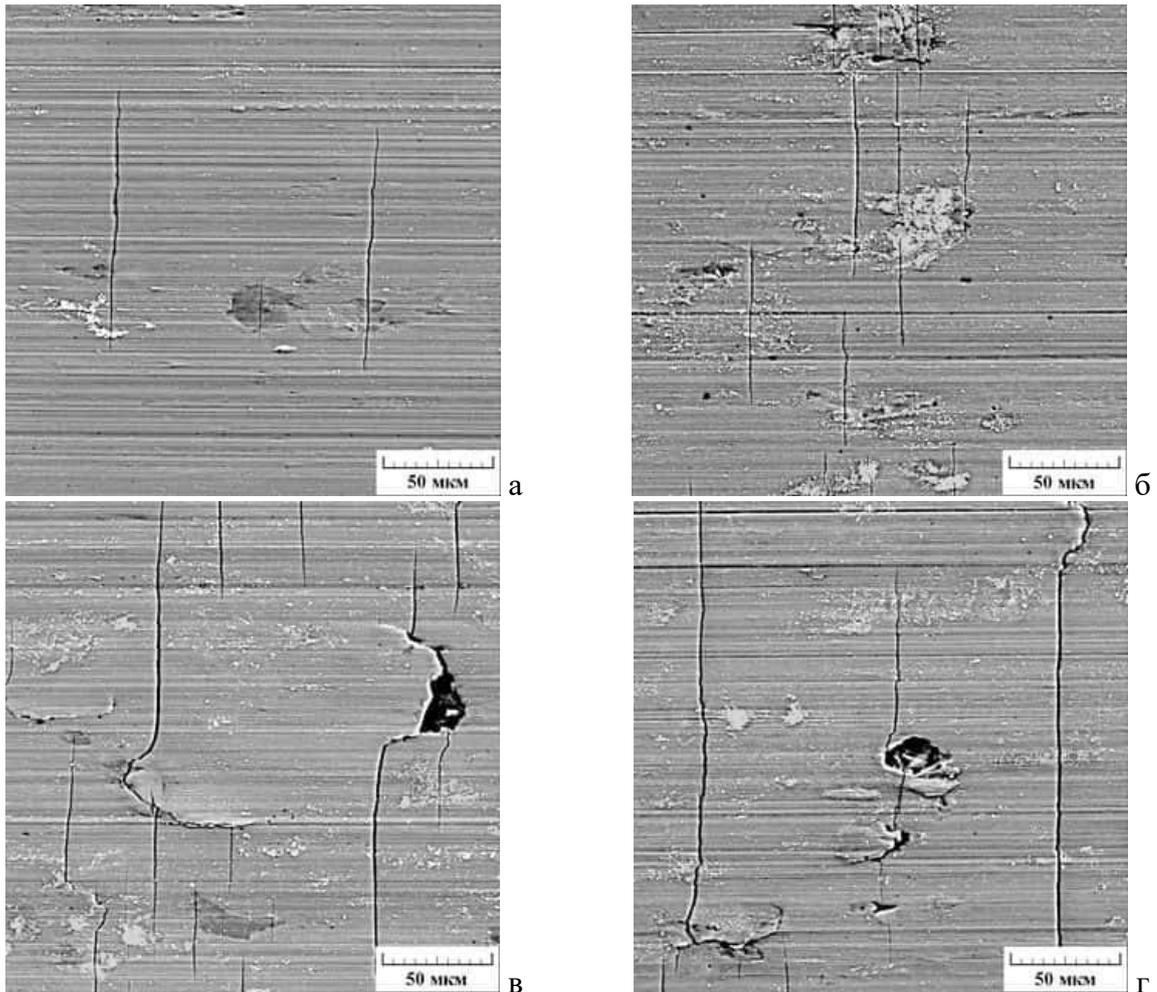


Рисунок 3.16 – Вид поверхности (СЭМ) образцов после циклического растяжения с числом циклов  $N = 10$  (а), 200 (б), 900 (в) и 1200 (г) стали 50, подвергнутой комбинированной деформационно-термической обработке (фрикционная обработка + отпуск  $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ )

На рисунках 3.17, 3.18 представлены результаты электронно-микроскопического исследования образцов, подвергнутых циклическому растяжению вплоть до разрушения. Из этих данных видно, что образец стали 50, подвергнутой комбинированной деформационно-термической обработке (см. рисунок 3.18а), продеформировался в зоне излома более равномерно, чем образец термически обработанной стали (см. рисунок 3.17а). При этом разрушение в зоне зарождения и роста трещины у образцов стали, подвергнутой как термической, так и комбинированной деформационно-термической обработкам, носит смешанный характер, микромеханизмами которого являются квазискл в сочетании со слиянием микропор (рисунки 3.17б; 3.18б). Следовательно, упрочненный поверхностный слой не приводит к охрупчиванию материала основы образца в ходе стабильного роста трещины при циклическом растяжении, так же, как и при статическом растяжении, когда значения равномерного удлинения образцов стали 50, подвергнутой термической и комбинированной деформационно-термической обработкам, оказались очень близкими (см. таблицу 3.5). Однако

исследование боковых поверхностей образцов вблизи усталостного излома (см рисунки 3.17в, г; 3.18в, г) показало, что поверхностные микротрещины, наблюдаемые на поверхности образцов стали, подвергнутой комбинированной обработке, способствуют разрушению материала при доломе (рисунок 3.18в). Вблизи излома при раскрытии этих трещин можно также наблюдать развороты отдельных фрагментов упрочненного поверхностного слоя (рисунок 3.18г).

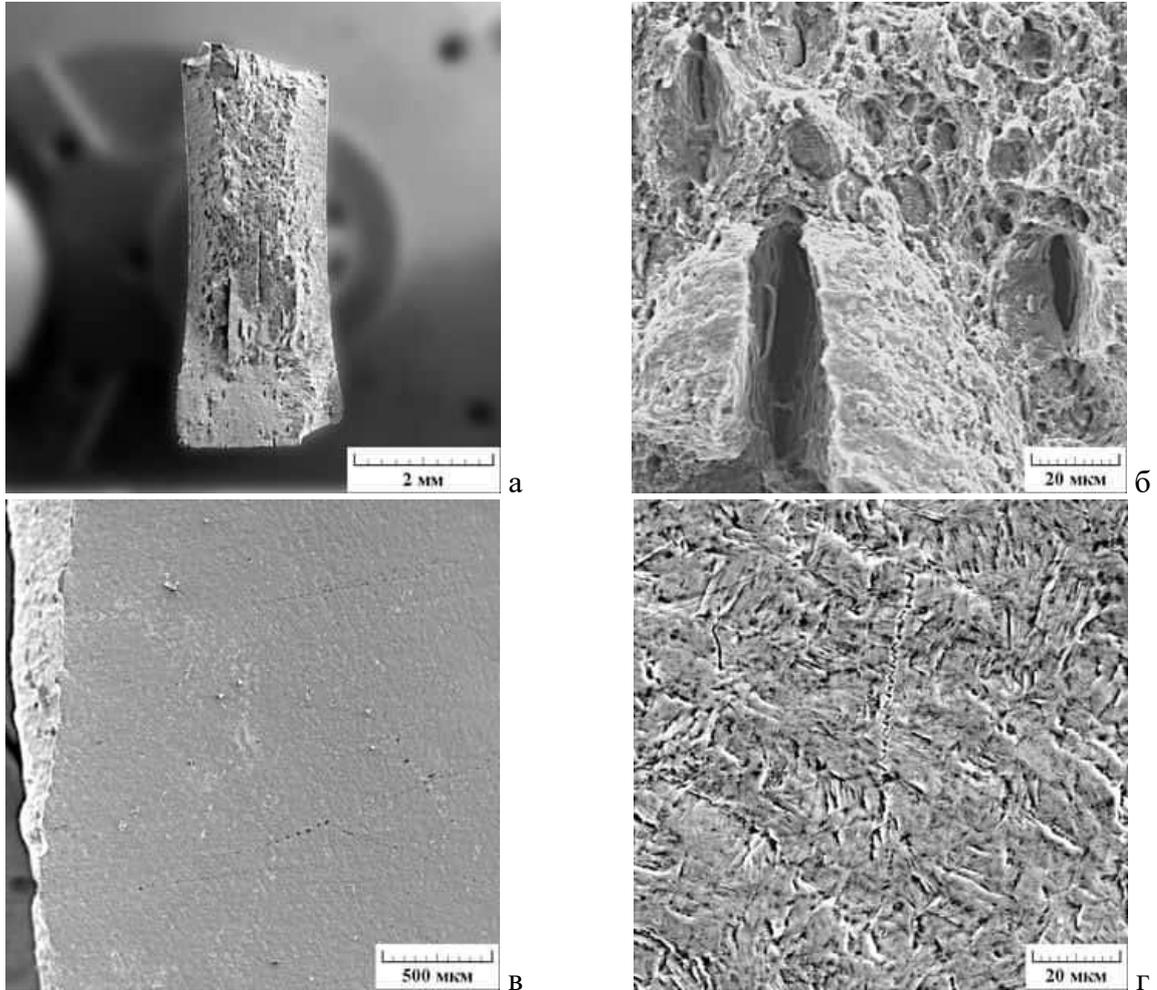


Рисунок 3.17 – Вид поверхности (СЭМ) образцов после циклического растяжения до разрушения стали 50, подвергнутой термической обработке (закалка + отпуск 350 °С). а – общий вид излома; б – зона стабильного роста трещины; в, г – боковая поверхность образца вблизи излома

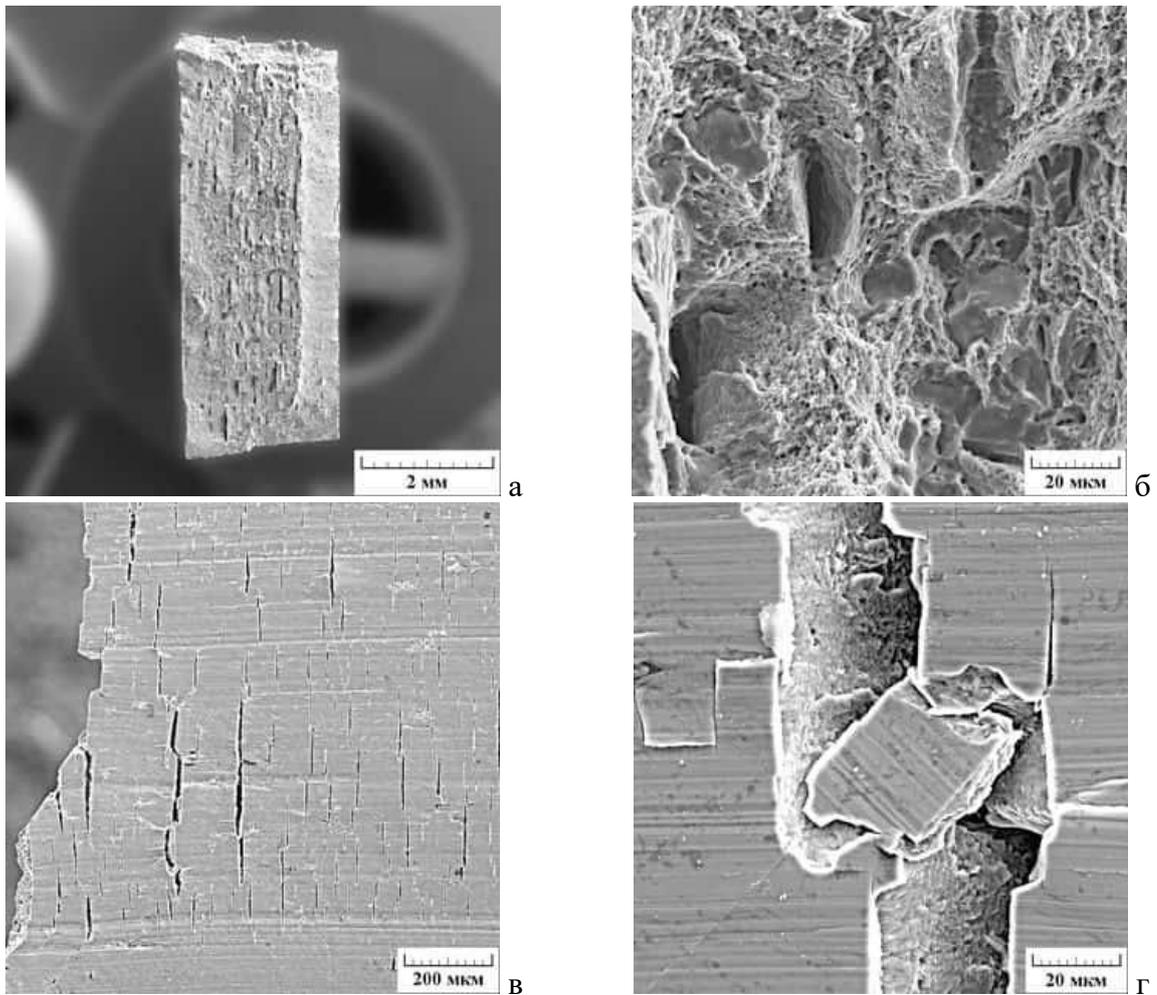


Рисунок 3.18 – Вид поверхности (СЭМ) образцов после циклического растяжения до разрушения стали 50, подвергнутой комбинированной деформационно-термической обработке (фрикционная обработка + отпуск 350 °С). а – общий вид излома; б – зона стабильного роста трещины; в, г – боковая поверхность образца вблизи излома

Следует также отметить, что в работах [a11, a12, a40, a41] показана возможность оценки с помощью вихретокового метода усталостной деградации подвергнутой комбинированной деформационно-термической обработке стали 50 при малоцикловом усталостном нагружении по схеме отнулевого знакопостоянного растяжения. При появлении трещин на зависимостях величины сигнала вихретокового преобразователя от числа циклов нагружения наблюдается обусловленный рост электросопротивления характерный минимум в случае проведения измерений на частотах возбуждения вихретокового преобразователя  $f = 24-108$  кГц, когда расчетная глубина анализируемого слоя (220-120 мкм) не превышает глубину упрочненного слоя (около 220 мкм). Кроме того, накопленная пластическая деформация может быть определена путем проведения вихретоковых измерений на минимальной использованной частоте  $f = 2,4$  кГц при расчетной глубине анализируемого слоя 800 мкм, когда вклад свойств тонкого упрочненного слоя в вихретоковые характеристики незначителен.

### 3.3 Выводы к главе 3

1. Показано, что комбинированная деформационно-термическая обработка, включающая фрикционную обработку скользящим твердосплавным индентором с последующим отпуском при температуре 350 °С, формирует на поверхности закаленной конструкционной стали 50 (0,51 % С) упрочненный слой, который характеризуется качественной поверхностью, высокой микротвердостью поверхности (1000 HV<sub>0,025</sub>) при общей глубине упрочнения около 220 мкм и повышенным сопротивлением механическому контактному воздействию, о чем свидетельствуют данные микроиндентирования (возрастают значения параметров  $R_e$ ,  $H_{IT}/E^*$  и  $H_{IT}^3/E^{*2}$ ).

2. Установлено, что упрочненный поверхностный слой существенным образом изменяет характер развития пластического течения при деформировании в условиях статического и циклического нагружения. При статическом растяжении это выражается в исчезновении площадки текучести на кривой нагружения и, соответственно, более однородном пластическом течении образца на начальном этапе пластического деформирования. В условиях циклического растяжения при малоцикловом нагружении это выражается в подавлении образования деформационного рельефа.

3. Показано, что при циклическом растяжении с контролируемой величиной напряжения упрочненный поверхностный слой не снижает циклическую прочность стали 50 в области малоциклового усталости. Это обусловлено сохранением некоторого запаса пластичности, о чем свидетельствует рост плотности дислокаций при циклическом деформировании, а также более однородным пластическим течением поверхностно упрочненной стали. Однако поверхностные микротрещины, которые возникают в ходе циклического нагружения на поверхности образцов стали 50, подвергнутой комбинированной обработке, ускоряют процесс разрушения на конечной стадии. Усталостная прочность может быть повышена за счет выбора технологических параметров комбинированной деформационно-термической обработки, в частности, более высокой температуры отпуска, обеспечивающих повышение пластичности упрочненного слоя.

4. Проведенная расчетно-экспериментальная оценка временного сопротивления разрыву упрочненного слоя на поверхности стали 50 с использованием метода конечных элементов и по правилу смесей показала, что использование обоих способов оценки дает близкие значения временного сопротивления разрыву упрочненного поверхностного слоя, соответственно, 2700 и 2671 МПа. Полученные результаты свидетельствуют о возможности определения временного сопротивления разрыву упрочненного слоя на поверхности материала путем проведения стандартных механических испытаний на одноосное растяжение с целью прогнозирования предела выносливости поверхностно упрочненных материалов.

#### 4 АНАЛИЗ КОНТАКТНО-УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТИ МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ AISI 321 (12X18H9T)

Необходимая долговечность деталей и элементов конструкций во многих отраслях техники существенно превышает принятую на сегодняшний день стандартную базу испытаний  $10^6$ - $10^7$  циклов, а снижение предела выносливости в гигацикловой области ( $10^8$  циклов и более) приводит к частым случаям эксплуатационных разрушений. Например, неровная поверхность рельса за 10 лет эксплуатации может привести к накоплению  $10^9$  циклов нагружения, то есть к долговечности, отвечающей более низкому пределу усталости. С низкими циклическими напряжениями связана и работа компрессоров, а также вращающихся элементов оборудования химических заводов. Гигацикловая усталость компонентов двигателей – турбинных дисков и лопаток одна из проблем, ограничивающих безопасность авиационной техники [10, 11]. В настоящее время для получения данных о сопротивлении усталости материалов в гигацикловой области используются высокочастотные усталостные испытания с частотой нагружения порядка 20 кГц [12, 13]. При этом подавляющее большинство исследований разрушения при гигацикловой усталости осуществлено в условиях одноосного нагружения путем растяжения, вращения, изгиба или изгиба с вращением образцов [256–268]. В результате этих исследований установлено, что гигацикловое усталостное разрушение характеризуется следующей особенностью: при числе циклов нагружения до  $10^7$  усталостные трещины зарождаются в поверхностном слое образцов, а после  $10^7$  циклов зарождение трещин происходит под поверхностным слоем. Это обусловлено различиями механизмов либо зарождения трещины, либо её распространения, либо зарождения и распространения вместе при различных уровнях циклического напряжения. На существование этого эффекта влияет ряд факторов, в том числе: исходное структурное состояние материала и его способность к упрочнению или разупрочнению, а также степень его стабильности в процессе циклического деформирования; тип усталостных испытаний, частота усталостного нагружения, среда и температура испытания [14].

Способность материала выдерживать контактные нагрузки также является важной характеристикой, определяющей качество многих машиностроительных материалов и покрытий. Контактное нагружение может быть как однократным, так и повторяющимся (циклическим), при котором развиваются процессы накопления поврежденности и развития разрушения поверхностных слоев материала под действием переменных контактных напряжений, вызывающих образование ямок выкрашивания (питтинг) или трещин и снижение долговечности, то есть имеет место контактная усталость материала. Отметим, что кроме процессов образования и развития трещин, при контактно-усталостном нагружении имеют

место процессы трения и износа, а также сложное напряженное состояние в зоне контакта [269]. В процессе испытаний на контактную усталость образцов или натуральных деталей определяют их контактную выносливость (способность сопротивляться контактной усталости), которая количественно выражается в числах циклов нагружения или часах работы до начала усталостного выкрашивания [15]. Следовательно, эксперименты по контактному разрушению можно рассматривать как способ оценки поверхностной прочности материала, в которых участок поверхности нагружается контролируемым образом. Важно подчеркнуть, что увеличение ресурса элементов конструкций, подвергающихся в процессе эксплуатации воздействию циклических нагрузок, приводит к необходимости исследований сопротивления усталости металлических материалов на больших базах нагружения с учетом влияния конструктивных и эксплуатационных факторов. В этой связи изучение контактного разрушения в области гигацикловой усталости имеет большое научное и практическое значение.

Оценка циклической прочности материалов в условиях контактного воздействия проводится с помощью разнообразных контактно-усталостных испытаний, среди которых наибольшее распространение получили испытания по схеме качения. В отличие от различных схем качения (без проскальзывания, с постоянным проскальзыванием и др.) в литературе не так много работ по циклической прочности материалов в условиях контактного нагружения по схеме пульсирующего контакта [206–208, 270–273]. Между тем данная схема контактно-усталостных испытаний может быть эффективной для оценки контактной выносливости покрытий и поверхностно упрочненных материалов, поскольку при нагружении по схеме пульсирующего контакта зарождение трещин начинается с поверхности [15, 208]. В условиях же нагружения по схеме качения зарождение трещин может протекать и в подповерхностных слоях [274–276] в зоне максимальных касательных напряжений [277], которая может располагаться ниже упрочненного слоя [278]. В этом случае на циклическую прочность материала большее влияние оказывают различные подповерхностные дефекты [15]. Оценка циклической прочности материалов при гигацикловом контактно-усталостном нагружении также обычно проводится по схеме качения [16], и в научной литературе практически отсутствуют сведения о результатах испытаний на контактную гигацикловую усталость по схеме пульсирующего контакта.

Аустенитные стали типа 18Cr-10Ni, к которым относится сталь AISI 321, находят широкое применение в нефтегазовой, химической, пищевой и других отраслях промышленности. Это во многом обусловлено их высокой коррозионной стойкостью и технологичностью. При использовании в механическом оборудовании поверхности деталей из таких сталей часто подвергаются воздействию циклических напряжений и температур [279], работают в условиях интенсивного циклически повторяющегося контактного, в том числе

ударного [280, 281] взаимодействия. В этой связи, исследование контактной выносливости хромоникелевых аустенитных сталей является актуальной научной и практической задачей. Поскольку пластичные металлические материалы обладают достаточно высокой контактной выносливостью, то исследование контактной выносливости аустенитной стали AISI 321 целесообразно проводить при ударном нагружении и на продолжительной базе, существенно превышающей  $10^6$  циклов. Поэтому для решения поставленной задачи была создана оригинальная лабораторная установка и разработана новая методика испытаний на контактную гигацикловую усталость по схеме пульсирующего ударного контакта «плоскость-плоскость» с ультразвуковой частотой нагружения.

Для повышения механических свойств аустенитных нержавеющей сталей, включая их усталостные свойства, используют различные поверхностные модифицирующие обработки [282–287]. Использование поверхностного упрочнения также эффективно для повышения контактной выносливости металлических материалов, причем отмечается, что упрочненный слой должен быть градиентным [288–291]. Для формирования градиентного упрочненного слоя на поверхности аустенитных сталей может быть использована фрикционная обработка скользящим индентором [115, 116, 121, 292–294]. Кроме того, в главе 1 было показано, что фрикционная обработка способствует повышению контактной выносливости стали У10 со структурой тонкопластинчатого перлита. В этой связи, в качестве упрочняющей обработки поверхности стали AISI 321 целесообразно использовать именно фрикционную обработку.

Наряду с поверхностными деформационными обработками, достаточно широкое распространение также получили различные виды химического модифицирования поверхности аустенитных сталей (в частности, цементация и азотирование). Такие обработки являются эффективным способом упрочнения поверхности стали, особенно изделий сложной формы и крупногабаритных деталей. При этом цементация имеет некоторые преимущества по сравнению с азотированием, а именно, позволяет формировать градиентные упрочненные слои, остающиеся парамагнитными [295]. Однако цементация способствует образованию карбидной фазы, что может негативно влиять на комплекс свойств аустенитных нержавеющей сталей, в том числе на их коррозионную стойкость. Низкотемпературная цементация, которую проводят при температурах ниже  $550\text{ }^{\circ}\text{C}$ , обеспечивает достаточное упрочнение поверхности стали и позволяет сохранить коррозионные свойства путем снижения вероятности карбидообразования в поверхностном слое [295–310]. Тем не менее, глубина упрочненного слоя при таком способе цементации является небольшой и обычно не превышает  $0.1\text{ мм}$ . Более того, карбиды могут образовываться даже в этом случае, включая процессы, используемые при производстве готовых изделий [296–303]. В этой связи важно подчеркнуть, что образование некоторого количества карбидов не обязательно приводит к снижению коррозионной стойкости стали [303,

304]. Вопрос влияния цементации на коррозионную стойкость аустенитных сталей, очевидно, требует дальнейшего исследования.

Цементация аустенитных сталей может приводить не только к образованию карбидов, но и к другим изменениям фазового состава. В частности, возможно образование мартенсита [296–298, 304]. Основной причиной образования мартенсита считается высокий уровень напряжений, вызванный пересыщением решетки аустенита углеродом. Отметим, что максимальное экспериментально наблюдаемое содержание углерода в аустенитной стали составило 4,74 мас. % и было получено после низкотемпературной газовой цементации тонких фольг при температуре 380 °С [302]. Действительно, сжимающие напряжения в цементованной стали по данным различных исследований составляют от 1,6 до 5,8 ГПа [295]. Релаксация напряжений протекает путем пластической деформации аустенита, при этом в структуре стали наблюдаются характерные признаки деформации, такие как полосы скольжения [297]. Следует подчеркнуть, что вопрос образования мартенсита при цементации аустенитных сталей изучен еще недостаточно подробно.

Таким образом, значительный интерес представляет изучение возможности достижения большей глубины упрочненного слоя при низкотемпературной цементации. Снижение температуры цементации, которую обычно проводят при температуре 850 °С и выше, может существенно замедлить скорость процесса. Поэтому для решения поставленной задачи была выбрана цементация в жидком карбюризаторе, которая, по сравнению с другими карбюризаторами, обеспечивает повышенную скорость насыщения углеродом и равномерность нагрева изделия.

В настоящей главе изучаются:

- особенности деформирования и разрушения аустенитной стали AISI 321 (12X18H9T) с различным структурным состоянием поверхности при гигацикловом контактно-усталостном нагружении по схеме пульсирующего ударного контакта «плоскость-плоскость» с ультразвуковой частотой нагружения;
- особенности структурно-фазовых превращений и их влияние на прочностные свойства и коррозионное поведение аустенитной стали AISI 321 (12X18H9T), подвергнутой жидкостной цементации при пониженной температуре.

Представленные в настоящей главе результаты опубликованы в работах [a19, a22, a23, a26–a32, a48, a50].

#### 4.1 Материал и методика эксперимента

Материалом исследования служила коррозионностойкая аустенитная сталь AISI 321 (аналог 12Х18Н9Т) промышленной плавки. Химический состав стали представлен в таблице 4.1. В состоянии поставки сталь представляла собой прокатанный лист толщиной 10 мм.

Таблица 4.1 – Химический состав стали AISI 321, мас. %

C	Cr	Ni	Ti	Mn	Si	Mo	Co	Nb	Cu	P	S	Fe
0,05	16,80	8,44	0,33	1,15	0,67	0,26	0,13	0,03	0,31	0,036	0,005	Основа

Образцы для механических испытаний на контактную усталость изготавливали из исходного листа в виде пластин размерами 70 на 40 мм. Поверхность образцов готовили с помощью механической шлифовки на абразивных шкурках (электрокорунд марки 14A16 зернистостью 160 мкм и марки 64СМ63СП зернистостью 64 мкм) и последующей полировки на алмазных пастах (зернистостью 60/40 мкм; 40/28 мкм; 28/20 мкм; 20/14 мкм; 14/10 мкм; 10/7 мкм и 7/5 мкм) до достижения зеркальной поверхности.

Для фрикционной обработки использовали образцы после термической обработки (закалки), которую проводили<sup>1</sup> при температуре 1100 °С в течение 40 мин с последующим охлаждением в воде. После механической шлифовки и полировки, поверхность образцов дополнительно электрополировали в серно-фосфорном электролите состава 100 г H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + 400 г H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub> + 50 г CrO<sub>3</sub> (ангидрид) при температуре 60-70 °С и плотности тока 1,4-1,5 А/см<sup>2</sup>. Фрикционную обработку полированной поверхности образцов осуществляли в безокислительной среде аргона с обдувом путем прямолинейного скольжения сферического индентора из синтетического алмаза с радиусом сферы 3 мм, при нагрузке P = 294 Н и средней скорости скольжения V = 0,01 м/с. Подбор нагрузки осуществляли экспериментально с учетом твердости и качества формируемой поверхности. В результате была выбрана нагрузка, которая обеспечила наибольшую микротвердость поверхности при отсутствии трещин и других поверхностных дефектов. После каждого хода индентора происходила смена направления движения на противоположное с поперечным смещением d = 0,02 мм (рисунок 4.1). При данной величине d перекрытие деформационного следа, оставляемого индентором на поверхности образца, составило около 80 раз. Размеры обработанной поверхности составили 30 на 60 мм. Для оценки изменения свойств стали AISI 321 в ходе поверхностного деформирования,

<sup>1</sup> С участием к.т.н. А.Л. Осинцевой

фрикционную обработку дополнительно проводили<sup>1</sup> по одному участку поверхности образца с числом двойных проходов индентора  $p = 2, 8, 10, 12, 14, 16, 48, 96, 112$  и  $160$ .

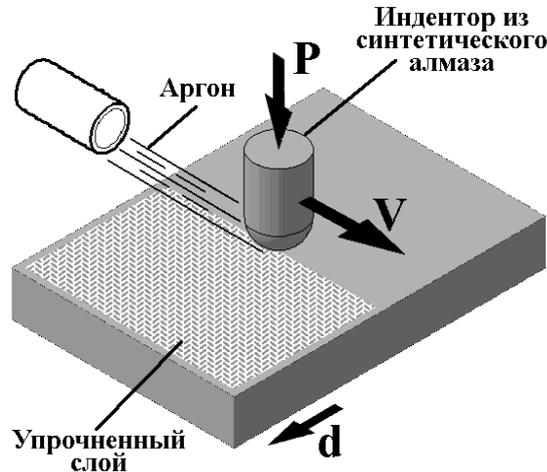


Рисунок 4.1 – Схема фрикционной обработки сферическим индентором плоских образцов для механических испытаний

Механические испытания на контактную гигацикловую усталость с ультразвуковой частотой нагружения по схеме пульсирующего ударного контакта «плоскость-плоскость» проводили с использованием ультразвуковой установки Ил-4/1-2.0 и специальной оснастки оригинальной конструкции [а33] при частоте колебаний индентора  $f = 21$  кГц, амплитуде колебаний индентора  $A = 10$  мкм, постоянной нагрузке на индентор  $P = 170$  Н на базе  $N = 10^9$  циклов нагружения. Индентор цилиндрической формы диаметром 8 мм с плоской торцевой поверхностью изготавливали из твердого сплава марки ВК8 (в мас. %: 92 WC, 8 Co). В результате контактно-усталостных испытаний с различным числом циклов нагружения на поверхности образцов были сформированы пятна контакта. Дополнительную подготовку поверхности пятен контакта перед последующими исследованиями и измерениями не проводили.

Установка для механических испытаний на контактную гигацикловую усталость содержит следующие основные конструктивные элементы: держатель образца, устройство выравнивания образца и устройство охлаждения (рисунок 4.2). Держатель образца фиксирует образец и исключает перемещение образца во время проведения испытаний, что позволяет обеспечить постоянные условия контакта индентора с образцом. Устройство выравнивания образца содержит регулировочные элементы для поворота образца, которые выполнены в форме шаровой опоры, что позволяет обеспечить равномерное прилегание контактирующих поверхностей индентора и образца. Устройство охлаждения позволяет исключить влияние

<sup>1</sup> С участием к.т.н. И.Ю. Малыгиной

нагрева на результаты контактно-усталостных испытаний. Для отвода тепла из зоны контакта индентора с образцом использовали водяное охлаждение. Главное отличие схемы пульсирующего контакта от других схем контактного нагружения заключается в том, что при контактно-усталостном нагружении по схеме пульсирующего контакта зарождение трещин начинается с поверхности. Это подтверждается результатами усталостных испытаний по схеме пульсирующего контакта различных покрытий [208]. Напротив, при контактно-усталостном нагружении по схеме качения, существенное влияние на процесс усталостного выкрашивания оказывает развитие подповерхностных трещин [274–276].

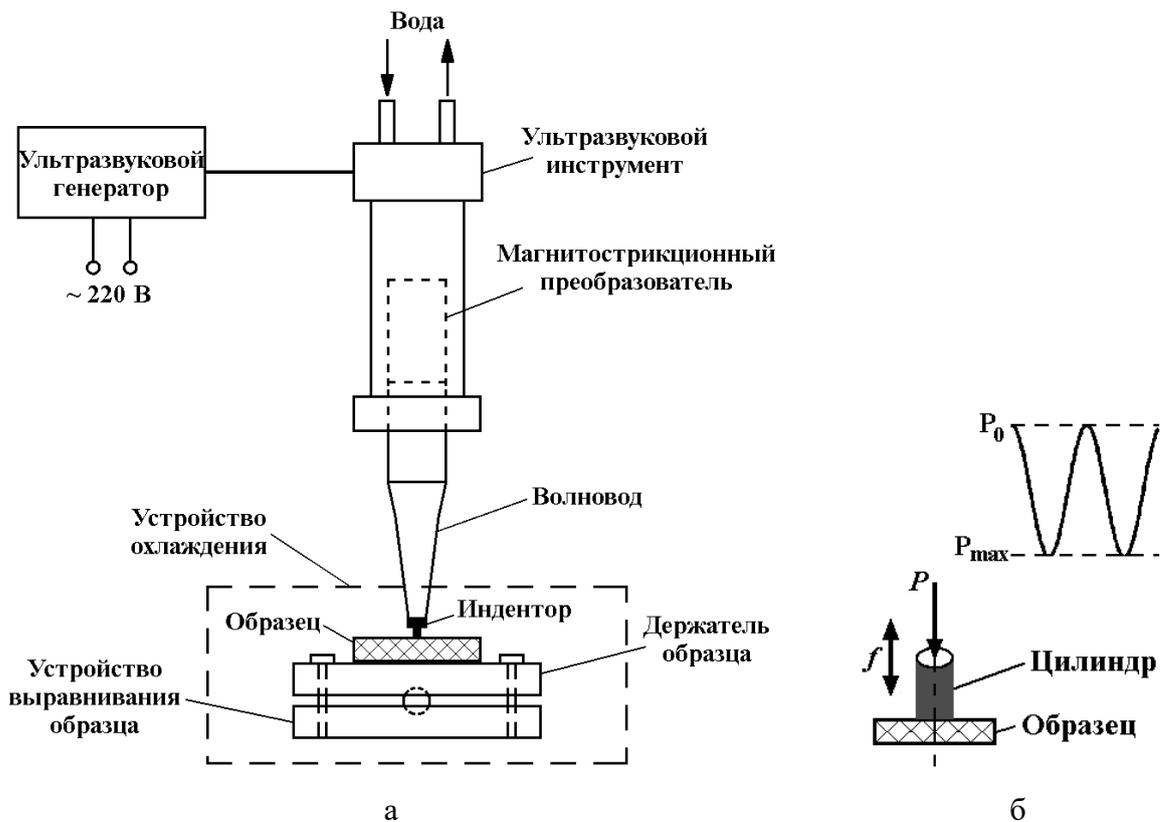


Рисунок 4.2 – Эскиз установки (а) и схема механических испытаний на контактную гигацикловую усталость (б)

Напряжения в зоне контакта индентора с поверхностью образца оценивали по формуле:

$$\sigma = F/S, \quad (4.1)$$

где  $\sigma$  – напряжений в зоне контакта, МПа;

$F$  – сила удара индентора, Н;

$S$  – площадь контакта, мм<sup>2</sup>.

Силу удара индентора о поверхность образца определяли по формуле [311]:

$$F = \frac{Mv_0}{\Delta t}, \quad (4.2)$$

где  $M$  – эффективная масса колеблющегося инструмента

(масса волновода с индентором), кг;

$v_0$  – скорость в начале удара, м/с;

$\Delta t$  – время удара, с.

Величину  $v_0$  определяли с использованием выражения:

$$v_0 = A\omega, \quad \omega = 2\pi f, \quad (4.3)$$

где  $A$  – амплитуда колебаний индентора, м;

$\omega$  – угловая скорость, рад/с;

$f$  – частота колебаний индентора, Гц.

Расчет с использованием формулы 4.3 при  $A = 10$  мкм и  $f = 21$  кГц дает скорость в начале удара, равную  $v_0 = 1,32$  м/с. Поскольку индентор совершает колебательные движения, то за время удара принимали величину, равную половине периода колебаний индентора. Таким образом,  $\Delta t = 2,38 \times 10^{-5}$  с при частоте колебаний 21 кГц. Эффективная масса колеблющегося инструмента составляет  $M = 272$  г. Расчет с использованием формулы 4.2 дает силу удара индентора о поверхность образца, равную  $F = 15,1$  кН. При диаметре индентора, равном 8 мм, площадь контакта составляет  $50,24$  мм<sup>2</sup>. Расчет с использованием формулы 4.1 дает величину напряжений в зоне контакта, равную  $\sigma = 300$  МПа.

Распределение нормальных контактных напряжений на поверхности образца в зоне контакта с индентором рассчитывали методом конечных элементов. Геометрическая интерпретация поставленной задачи приведена на рисунке 4.3. При расчете задавали следующие параметры: длина пластины  $a = 70$  мм, ширина пластины  $b = 40$  мм, толщина пластины  $t = 10$  мм, диаметр штампа  $d = 8$  мм. Упругопластические свойства материала пластины задавали в соответствии с моделью билинейного изотропного упрочнения с модулем упругости  $E_1 = 210$  ГПа, коэффициентом Пуассона  $\eta_1 = 0,27$ , пределом текучести  $\sigma_f = 168$  МПа и тангенциальным модулем упругости  $E_t = 10$  ГПа. Модуль упругости и коэффициент Пуассона материала штампа задавали как, соответственно,  $E_2 = 600$  ГПа и  $\eta_2 = 0,23$ . Величину глубины

вдавливания штампа в пластину принимали равной 10 мкм, а величину перемещения нижней опорной грани пластины принимали равной нулю. Заданные механические свойства и геометрические размеры пластины и штампа соответствуют таковым у плоского образца аустенитной стали AISI 321 и индентора цилиндрической формы из твердого сплава ВК8, которые использовали при проведении контактно-усталостных испытаний. Учет контактного взаимодействия осуществляли путем задания поверхности контакта между штампом и пластиной. Трение в зоне контакта не учитывали. Расчет выполняли в программной среде Salome-Меса с решателем Code\_Aster. В результате расчета определяли распределение нормальных контактных напряжений  $\sigma_{zz}$  по поверхности пластины.

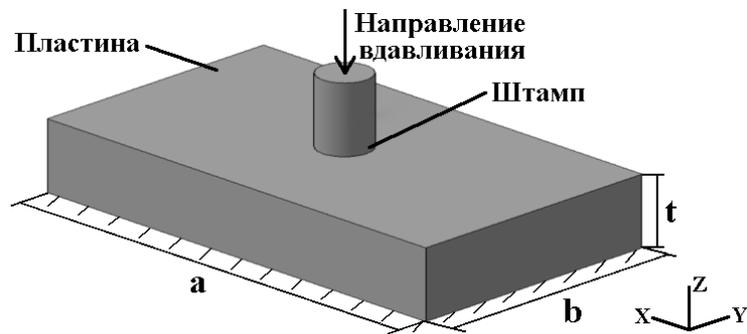


Рисунок 4.3 – Геометрическая интерпретация задачи расчета нормальных контактных напряжений при вдавливании цилиндрического штампа с плоской торцевой поверхностью в пластину из упругопластического материала

Микроструктуру стали в поперечном сечении, поверхности образцов до и после фрикционной обработки, а также вид пятен контакта после контактно-усталостных испытаний изучали методом сканирующей электронной микроскопии с применением микроскопа Tescan VEGA II XMU с системой рентгеновского энергодисперсионного микроанализа INCA ENERGY 450. Микроструктуру термообработанной стали изучали методом оптической микроскопии с применением микроскопа Neophot-21. Параметры шероховатости поверхности образцов до и после фрикционной обработки, глубину контактных повреждений и особенности рельефа поверхности пятен контакта после контактно-усталостных испытаний определяли<sup>1,2</sup> с помощью оптического профилометра Wyko NT-1100. Рентгеноструктурное исследование поверхности образцов до и после фрикционной обработки, а также поверхности пятен контакта после контактно-усталостных испытаний выполняли<sup>2</sup> на дифрактометре Shimadzu XRD-7000 в  $\text{CrK}_\alpha$ -излучении. Определяли фазовый состав, интегральную ширину В линий (111) $\gamma$ , (110) $\alpha$ , остаточные напряжения в  $\alpha$ -фазе  $\sigma_\alpha$  и  $\gamma$ -фазе  $\sigma_\gamma$ . Для расчета остаточных напряжений использовали метод наклонной съемки ( $\sin^2\psi$  method) [150, 151].

<sup>1</sup> С участием к.т.н. И.Ю. Малыгиной

<sup>2</sup> С участием к.т.н. А.Л. Осинцевой

Исследование тонкой структуры осуществляли<sup>1</sup> методом просвечивающей электронной микроскопии на микроскопе JEOL JEM-200СХ. Изображения тонкой структуры получали с использованием метода тонких фольг. Фольги изготавливали путем последовательного механического и электрохимического утонения исследуемых образцов. Для изучения микроструктуры в тонком поверхностном слое глубиной до 5 мкм образцы подвергали одностороннему электролитическому утонению в струе хлорно-уксусного электролита со стороны основного металла. Микроструктуру на глубине 40 мкм изучали после равномерного двухстороннего утонения заготовки, как со стороны основного металла, так и со стороны упрочненного поверхностного слоя. Для расчета среднего размера зерен использовали темнопольные изображения структуры. Расчет производили методом секущих, при этом было обчислено 120 зерен.

Микротвердость по методу восстановленного отпечатка определяли<sup>2,3</sup> на твердомере Shimadzu HNV-G21DT при нагрузке 0,245 Н, скорости нагружения 40 мкм/с и выдержке под нагрузкой 15 с. Микроиндентирование с записью диаграммы нагружения проводили<sup>2,3</sup> на измерительной системе Fischerscope HM2000 XYm с использованием индентора Виккерса и программного обеспечения WIN-HCU при максимальной нагрузке 0,245 Н, времени нагружения 5 сек, выдержке при нагрузке 20 сек и времени разгрузки 5 сек. Согласно стандарту ISO 14577 [312] определяли максимальную глубину вдавливания индентора  $h_{\max}$  и остаточную глубину вдавливания индентора после снятия нагрузки  $h_p$ , контактный модуль упругости  $E^*$  ( $E^* = E/(1 - \nu^2)$ , где  $E$  – модуль Юнга,  $\nu$  – коэффициент Пуассона), твердость вдавливания при максимальной нагрузке  $H_{IT}$ , твердость по Мартенсу  $HM$ , работу обратной упругой деформации вдавливания  $W_e$  и общую механическую работу вдавливания  $W_t$ . Погрешность измерения микротвердости и характеристик индентирования определяли с доверительной вероятностью  $p = 0,95$ . На основе измеряемых при индентировании характеристик рассчитывали следующие параметры: отношение твердости вдавливания к контактному модулю упругости  $H_{IT}/E^*$  [17, 18], упругое восстановление  $R_e = ((h_{\max} - h_p)/h_{\max}) \times 100\%$  [19–21] и степенное отношение  $H_{IT}^3/E^{*2}$  [23], характеризующие способность материала сопротивляться упругопластическому деформированию.

Для цементации использовали образцы в виде пластин размерами 40×52 мм, которые подвергали закалке, механическому шлифованию, полированию и электролитическому полированию. Жидкостную цементацию полированных образцов проводили<sup>3,4</sup> в солевой ванне

<sup>1</sup> С участием к.т.н. Е.Г. Волковой

<sup>2</sup> С участием к.т.н. И.Ю. Малыгиной

<sup>3</sup> С участием к.т.н. А.Л. Осинцевой

<sup>4</sup> С участием Ю.М. Колобылина

при температуре 780 °С в течение 15 ч с последующим охлаждением в воде. Карбюризатор состоял (в мас. %) из 80% Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub> + 10% NaCl + 10% SiC (смесь солей с добавкой карбида кремния). Использовали лабораторную электрическую печь с тиглем из нержавеющей стали диаметром 100 мм и высотой 300 мм. Для удаления оксидной пленки проводили полирование поверхности цементованных образцов в хлорно-уксусном электролите состава (в мас. %) 90% CH<sub>3</sub>COOH+10% H<sub>2</sub>ClO<sub>4</sub> в течение 30 с.

Испытания на общую коррозию проводили<sup>1</sup> на образцах закаленной и цементованной стали с размерами 7 на 7 мм и толщиной 2 мм. Коррозионный раствор состоял из смеси водных растворов NaCl (20 мас. %) и HCl (30 мас. %) в равном соотношении. Данная среда оказывает сильное коррозионное воздействие на материал благодаря своей способности разрушать пассивирующий слой, обеспечивая тем самым непрерывное протекание процесса коррозии. Это позволяет корректно проводить сравнительные испытания. Подготовленные образцы погружали в коррозионный раствор на срок до 18 часов, пока скорость коррозии не стабилизировалась. Коррозионный раствор не перемешивали. В процессе испытаний образцы периодически взвешивали. Чтобы удалить возможные продукты коррозии, перед взвешиванием образцы тщательно промывали, протирали и высушивали. Потерю массы определяли на лабораторных весах Demcom DA-65C с точностью 0,01 мг. Скорость коррозии  $k_m$  (г/м<sup>2</sup>ч) рассчитывали по формуле  $k_m = \Delta m / (S \cdot \tau)$ , где  $\Delta m$  – потери массы, г; S – площадь поверхности испытываемого образца, м<sup>2</sup>;  $\tau$  – время испытания, ч.

Испытания на питтинговую коррозию (электрохимические коррозионные испытания) проводили<sup>1</sup> с использованием потенциостата VoltaLab 10-PGZ100 и управляющего программного обеспечения VoltaMaster 4. Использовали классическую трехэлектродную ячейку, состоящую из рабочего электрода (образец), вспомогательного электрода (Pt) и электрода сравнения (Ag/AgCl). Измерения проводили в неподвижном 3,5%-ном водном растворе NaCl при комнатной температуре. Все потенциалы были отнесены к Ag/AgCl-электроду. Использовали образцы тех же размеров, что и для испытаний на общую коррозию. Для определения потенциала свободной коррозии  $E_{\text{corr}}$  образцы выдерживали в коррозионном растворе в течение одного часа. Склонность стали к питтинговой коррозии оценивали с использованием метода циклической потенциодинамической поляризации. Потенциал изменяли со скоростью 0,41 мВ/сек (скорость регулировалась управляющим программным обеспечением), начиная со значения  $E_{\text{corr}}$  в положительном направлении, пока плотность тока не достигала заданного максимального значения  $j_{\text{max}} = 1,5 \text{ mA/cm}^2$ . Затем потенциал изменяли в обратном направлении до тех пор, пока не была достигнута нулевая плотность тока. Потенциал питтингообразования  $E_{\text{pit}}$  и потенциал репассивации  $E_{\text{tr}}$  определяли при плотности тока  $j_{\text{min}} =$

<sup>1</sup> С участием П.А. Скорыниной

0,1 мА/см<sup>2</sup>, соответственно, по прямой и обратной потенциодинамическим кривым. Плотности тока  $j_{\min}$  и  $j_{\max}$  были определены эмпирически.

Микроструктуру, химический и фазовый состав, а также поверхности образцов после цементации изучали<sup>1</sup> методом сканирующей электронной микроскопии с использованием микроскопа Tescan VEGA II XMU с системами рентгеновского энергодисперсионного микроанализа INCA ENERGY 450 и анализа дифракции обратно-рассеянных электронов Advanced AZtec HKL. Подготовленные поперечные шлифы травили в растворе состава 25 об. % HNO<sub>3</sub> + 75 об. % HCl. Для анализа методом дифракции обратно-рассеянных электронов, поперечные шлифы не травили, а дополнительно полировали с использованием коллоидной суспензии оксида кремния SiO<sub>2</sub> (зерно 0,04 мкм).

Особенности рельефа и параметры шероховатости поверхности стали до и после цементации определяли<sup>1</sup> с помощью оптического профилометра Wyko NT-1100. Определяли среднее арифметическое отклонение профиля Ra и среднюю максимальную высоту профиля Rz. Микротвердость по методу восстановленного отпечатка определяли<sup>1</sup> на твердомере Shimadzu HMV-G21DT при нагрузке 0,245 Н, скорости нагружения 40 мкм/с и выдержке под нагрузкой 15 с. Изменение микротвердости по глубине цементованного слоя исследовали<sup>1</sup> на поперечном шлифе. Характеристики микроиндентирования определяли<sup>1</sup> согласно стандарту ISO 14577 при максимальной нагрузке Р в диапазоне от 9,8 мН (1 гс) до 1960 мН (200 гс), времени нагружения 20 сек, выдержке под нагрузкой 15 сек и времени разгрузки 20 сек с использованием системы для индентирования Fischerscope HM2000 XYm с индентором Виккерса и управляющим программным обеспечением WIN-HCU. Определяли максимальную глубину вдавливания индентора  $h_{\max}$ , остаточную глубину вдавливания индентора после снятия нагрузки  $h_p$ , твердость вдавливания при максимальной нагрузке  $H_{IT}$ , твердость по Мартенсу НМ, контактный модуль упругости  $E^*$ , работу обратной упругой деформации вдавливания  $W_e$  и общую механическую работу вдавливания  $W_t$ . Для того, чтобы оценить способность стали сопротивляться упругопластическому деформированию, на основе измеренных характеристик рассчитывали отношение  $H_{IT}/E^*$  [17, 18], упругое восстановление  $R_e = ((h_{\max} - h_p)/h_{\max}) \times 100\%$  [19–21], степенное отношение  $H_{IT}^3/E^{*2}$  [23] и показатель пластичности  $\delta_A = 1 - (W_e/W_t)$  [24, 25].

Рентгеноструктурный фазовый анализ выполняли на дифрактометре ДРОН-3 в CuK $\alpha$ -излучении. Объемную долю  $\alpha$ -фазы  $V_\alpha$  (об. %) рассчитывали по формуле [313]  $V_\alpha = 100 / \{1 + 1,45 \times (I_{(111)\gamma} / I_{(110)\alpha})\}$ , где  $I_{(111)\gamma}$  и  $I_{(110)\alpha}$  – интегральные интенсивности линий (111) $\gamma$  и (110) $\alpha$ , соответственно. Параметр решетки аустенита  $a_\gamma$  (Å) рассчитывали для плоскости (111) $\gamma$  по формуле [314]  $a_\gamma = d_{hkl} \times (h^2 + k^2 + l^2)^{0,5}$ , где  $d_{hkl}$  – межплоскостное расстояние, Å; h, k, l

<sup>1</sup> С участием П.А. Скорыниной

– кристаллографические индексы плоскости. Содержание углерода определяли<sup>1</sup> методом оптической эмиссионной спектроскопии с использованием анализатора Spectromaxx F.

## 4.2 Структура и механические свойства горячекатаной стали AISI 321

### 4.2.1 Особенности структуры и фазового состава горячекатаной стали AISI 321

На рисунке 4.4 приведена микроструктура стали AISI 321. Она состоит из аустенитных зерен ( $\gamma$ -фазы), мартенситных кристаллов ( $\alpha'$ -фазы) и включений карбида титана TiC. Участки мартенсита в аустенитных сталях представляют собой параллельные пластины, расположенные в деформированных зернах аустенита, что характерно для  $\alpha'$ -фазы [315]. По данным рентгеноструктурного анализа содержание мартенсита деформации в стали составило порядка 8 об. %. Это может быть обусловлено деформацией при производстве листа, поскольку стали данного класса характеризуются деформационной нестабильностью. Шероховатость поверхности образцов для механических испытаний на контактную усталость составила  $R_a = 0,03$  мкм.

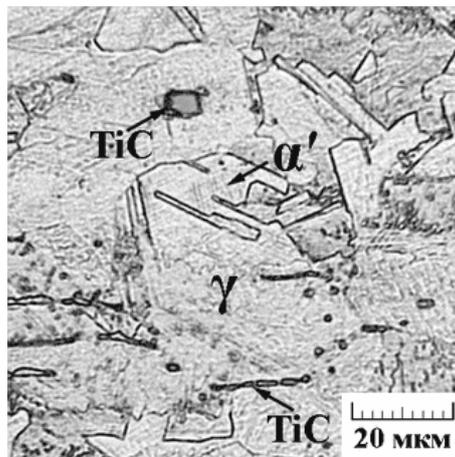


Рисунок 4.4 – Микроструктура (СЭМ) стали AISI 321

### 4.2.2 Особенности деформирования и разрушения горячекатаной стали AISI 321 при контактно-усталостном нагружении

На рисунке 4.5 представлен характер изменения микротвердости в поверхностном слое стали AISI 321 в зоне воздействия центральной части индентора при контактно-усталостном нагружении. Результаты дюрометрического исследования показали, что с увеличением числа циклов нагружения наблюдается практически линейный рост значений микротвердости от 370 HV<sub>0,025</sub> (микротвердость поверхности стали перед нагружением, обозначена штриховой линией на рисунке 4.5) до 500 HV<sub>0,025</sub> (микротвердость поверхности стали после  $8 \times 10^8$

<sup>1</sup> С участием П.А. Скорыниной

циклов), то есть имеет место упрочнение поверхностного слоя. При увеличении числа циклов от  $8 \times 10^8$  до  $10^9$  наблюдается стабилизация значений микротвердости на уровне 500 HV0,025 (см. рисунок 4.5), что свидетельствует о предельном упрочнении поверхностного слоя в данных условиях нагружения.

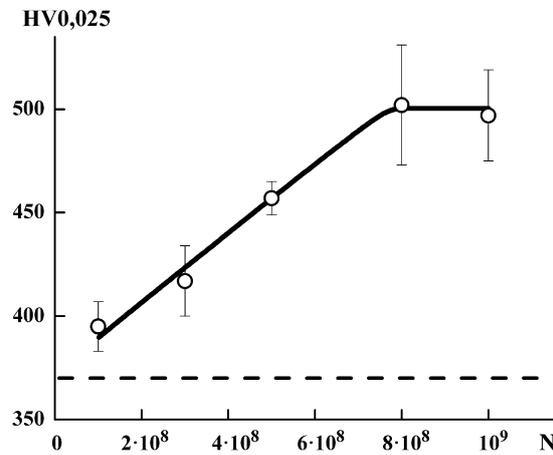


Рисунок 4.5 – Влияние числа циклов нагружения N на микротвердость HV0,025 стали AISI 321. Штриховой линией показано значение микротвердости стали перед испытаниями

Исследование пятен контакта методами сканирующей электронной микроскопии (рисунки 4.6; 4.7) и оптической профилометрии (рисунок 4.8) показало, что в зоне воздействия плоской торцевой поверхности индентора (центральная зона) при числе циклов нагружения  $10^8$  на поверхности стали отчетливо видны следы поверхностного деформирования (наклепа) в виде полос скольжения (обозначены стрелками В на рисунке 4.7а). Появление полос скольжения, которых не наблюдалось на поверхности стали перед испытаниями, обусловлено тем, что напряжения в зоне контакта (около 300 МПа согласно расчету, см. раздел 3.1) превышают предел текучести стали, равный 168 МПа. На данной стадии нагружения, когда поверхность стали упрочняется лишь до 395 HV0,025 (см. рисунок 4.5), еще не происходит разрушение поверхностного слоя стали. С увеличением числа циклов контактного нагружения до  $3 \times 10^8$ – $5 \times 10^8$  наблюдается равномерное выкрашивание поверхностного слоя стали (обозначено стрелками S на рисунках 4.6б, в; 4.7б, в; 4.8б, в), свидетельствующее о начавшемся разрушении поверхностного слоя в результате механического воздействия индентора. При этом средняя микротвердость поверхности стали возрастает от 370 HV0,025 (микротвердость перед нагружением) до 420–460 HV0,025, еще не достигая предельных значений (см. рисунок 4.5). Нагружение до  $8 \times 10^8$ – $1 \times 10^9$  циклов приводит к появлению глубоких и протяженных локализованных выкрошенных участков (обозначены стрелками L на рисунках 4.6г, д; 4.7г, д; 4.8г, д) и сопровождается достижением максимальных значений микротвердости (500 HV0,025) поверхности стали (см. рисунок 4.5). Отсутствие дальнейшего роста микротвердости при

увеличении числа циклов от  $8 \times 10^8$  до  $1 \times 10^9$  циклов свидетельствует о наблюдаемом в данном случае исчерпании ресурса пластичности стали, что способствует появлению глубоких разрушенных участков на поверхности стали при контактно-усталостном нагружении.

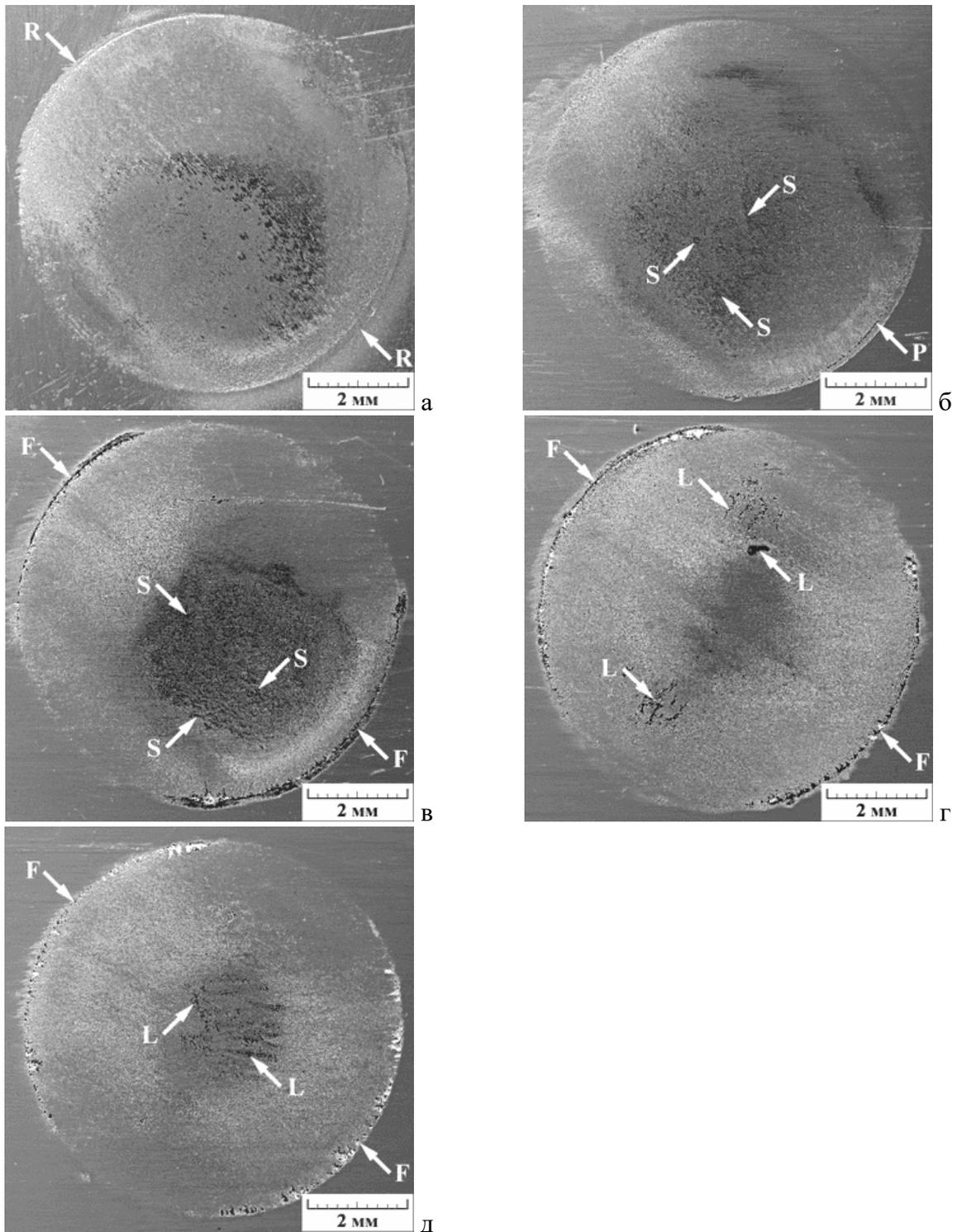


Рисунок 4.6 – Общий вид пятен контакта (СЭМ) после контактно-усталостных испытаний стали AISI 321 с числом циклов нагружения  $N = 10^8$  (а),  $3 \times 10^8$  (б),  $5 \times 10^8$  (в),  $8 \times 10^8$  (г) и  $10^9$  (д). Стрелками R обозначены кольцеобразные следы пластического деформирования, S – участки равномерного выкрашивания, P – частично соединенные между собой разрушенные участки, F – кольцеобразные зоны разрушения, L – глубокие и протяженные локализованные выкрошенные участки

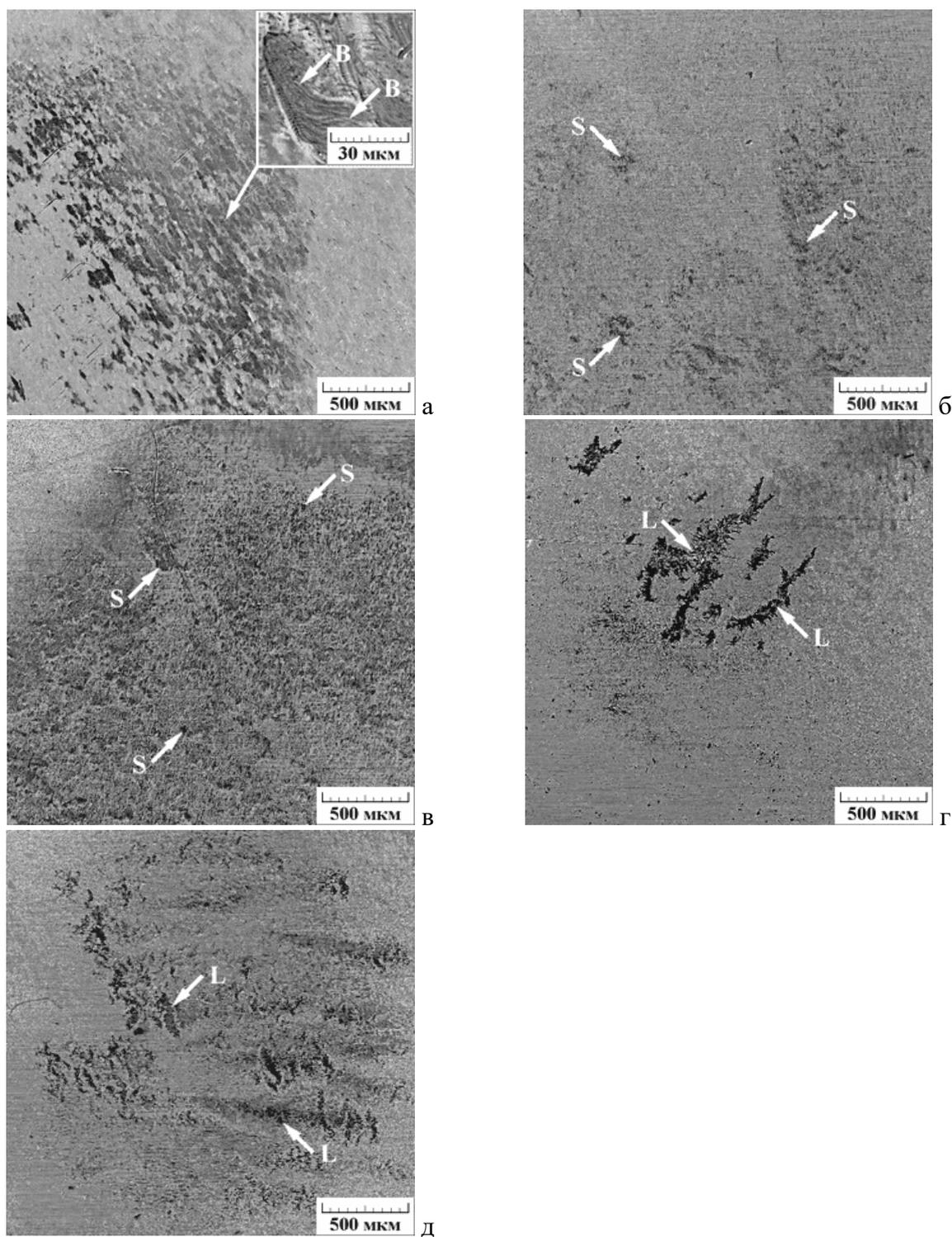


Рисунок 4.7 – Вид поверхности (СЭМ) в центральной зоне пятен контакта после контактно-усталостных испытаний стали AISI 321 с числом циклов нагружения  $N = 10^8$  (а),  $3 \times 10^8$  (б),  $5 \times 10^8$  (в),  $8 \times 10^8$  (г) и  $10^9$  (д). Стрелками В обозначены полосы скольжения, S – участки равномерного выкрашивания, L – глубокие и протяженные локализованные выкрошенные участки

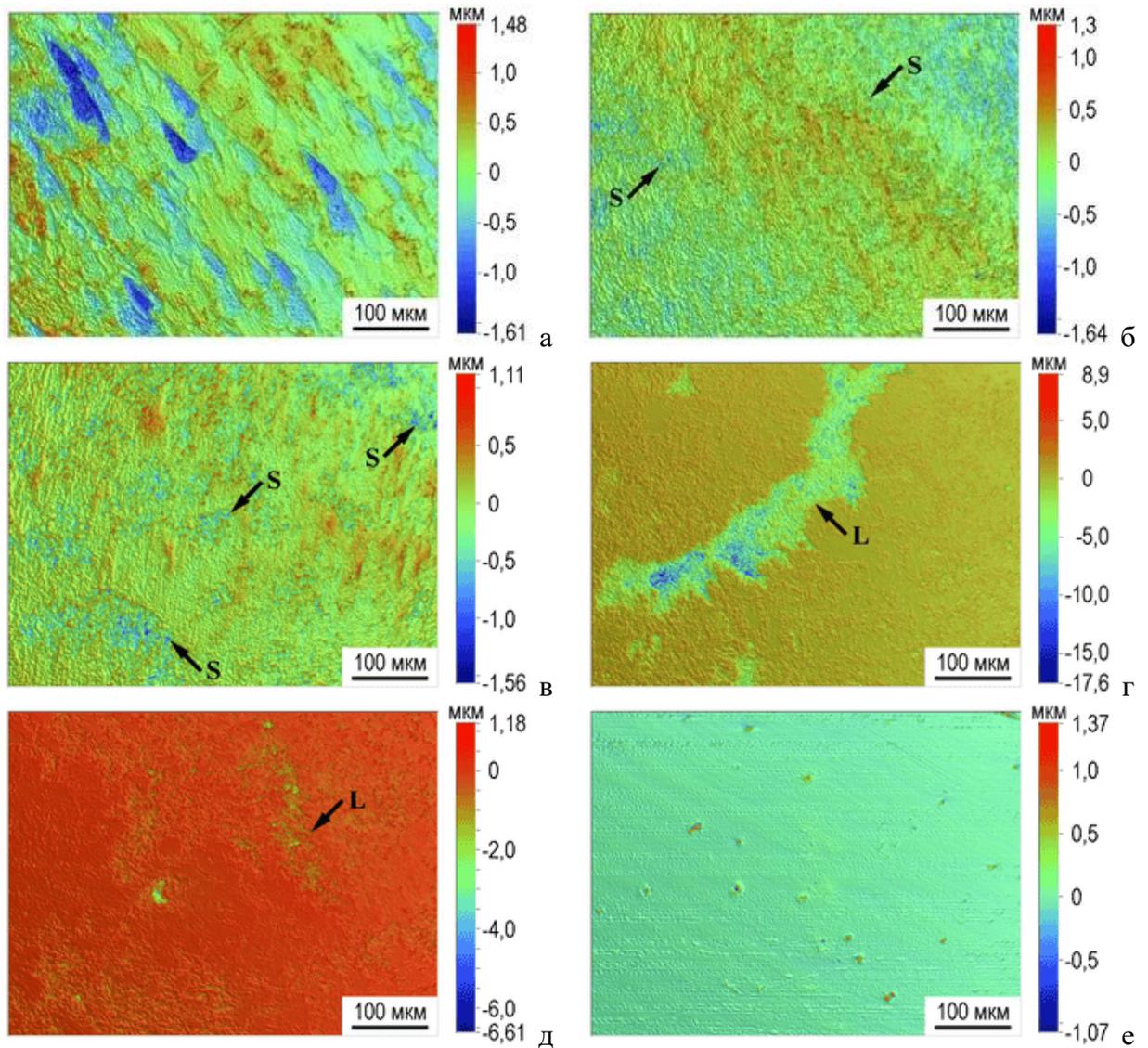


Рисунок 4.8 – Вид поверхности (оптическая профилометрия) в центральной зоне пятен контакта после контактно-усталостных испытаний стали AISI 321 с числом циклов нагружения  $N = 10^8$  (а),  $3 \times 10^8$  (б),  $5 \times 10^8$  (в),  $8 \times 10^8$  (г) и  $10^9$  (д), и вид поверхности образца перед испытаниями (е). Стрелками S обозначены участки равномерного выкрашивания, L – глубокие и протяженные локализованные выкрашенные участки

Усталостному выкрашиванию должны предшествовать зарождение и рост трещин. Известно, что рост микротрещины обусловлен высокими локальными напряжениями, концентрируемыми вблизи ее вершины. Следовательно, снижение скорости роста трещины и ее торможение может быть достигнуто за счет релаксации этих напряжений. В пластичных металлических материалах действует так называемый дислокационный механизм релаксации напряжений. Поскольку по обе стороны от вершины трещины есть малые области очень большого сдвига – концентрация напряжений сдвига, то в пластичном материале в этих областях происходит образование большого количества новых дислокаций, при этом снимается опасная концентрация напряжений и трещина стоит на месте, потому что из-за снижения концентрации напряжений отсутствует и механизм распространения [186]. При исчерпании

ресурса пластичности материала, это механизм торможения трещин перестает действовать. Соответственно, скорость роста трещин возрастает, что в итоге приводит к усталостному выкрашиванию.

Таким образом, появление глубоких и протяженных локализованных выкрошенных участков на поверхности может служить качественной характеристикой потери усталостной прочности стали AISI 321 при ударном контактно-усталостном нагружении. Величина микротвердости поверхности, измеренная в зоне пятен контакта, может служить количественным критерием, позволяющим оценить степень усталостной деградации и остаточный ресурс стали AISI 321 в условиях циклического воздействия индентора. Полученные результаты также могут быть использованы для разработки методик оценки степени усталостной деградации и остаточного ресурса изделий, подвергающихся в процессе эксплуатации контактно-усталостному нагружению, поскольку во многих случаях измерение микротвердости изделий не представляет существенных трудностей и, кроме того, фактически может считаться неразрушающим методом.

Рентгеноструктурное исследование поверхности стали AISI 321 (таблица 4.2; рисунок 4.9) показало, что в ходе механических испытаний на контактную гигацикловую усталость, в стали протекает деформационное  $\gamma \rightarrow \alpha'$  превращение с образованием мартенсита деформации. Контактно-усталостное нагружение на начальном этапе приводит к увеличению доли мартенсита деформации в поверхностном слое, которая при числе циклов нагружения  $10^8$  составила порядка 38 об. % (см. таблицу 4.2). Это максимальное количество мартенсита деформации, которое наблюдается при циклическом нагружении без разрушения поверхностного слоя. Отметим, что содержание  $\alpha$ -фазы в стали перед испытаниями было порядка 8 об. %.

Поскольку сталь AISI 321 является деформационно нестабильной (в связи с недостаточно высоким содержанием никеля), то можно было бы ожидать более высокого количества мартенсита деформации в поверхностном слое стали после контактно-усталостного нагружения. Причинами относительно низкого количества мартенсита деформации в поверхностном слое (38 об. %) могут являться: а) деформация сжатием (препятствует образованию  $\alpha'$ -фазы с большим удельным объемом, чем аустенит), б) вероятный нагрев тонкого поверхностного слоя в зоне контакта индентора с поверхностью образца, который также препятствует деформационному  $\gamma \rightarrow \alpha'$  превращению при повышении температуры до 150-250 °С [316, 317] и в) вероятное преимущественное разрушение участков мартенсита деформации, который является более хрупкой фазой, чем аустенит.

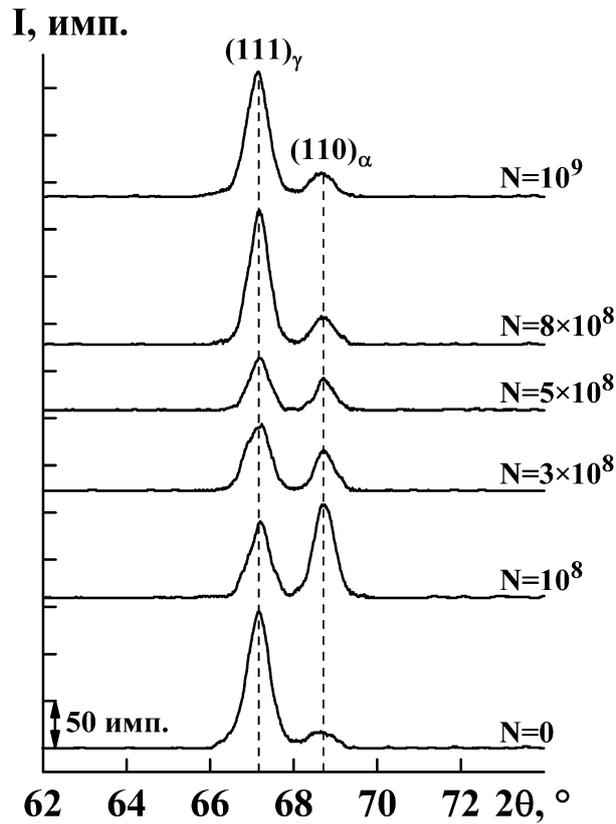


Рисунок 4.9 – Рентгеновские дифрактограммы стали AISI321 после контактно-усталостных испытаний с числом циклов нагружения  $N$

Таблица 4.2 – Объемная доля  $\alpha$ -фазы  $V_{\alpha}$ , интегральная ширина  $B$  рентгеновских линий  $(110)\alpha$  и  $(111)\gamma$ , величина остаточных напряжений в  $\alpha$ -фазе  $\sigma_{\alpha}$  и  $\gamma$ -фазе  $\sigma_{\gamma}$  для стали AISI 321 после контактно-усталостных испытаний с числом циклов нагружения  $N$

$N$	$V_{\alpha}$ , об. %	$B_{(110)\alpha}$ , мин	$B_{(111)\gamma}$ , мин	$\sigma_{\alpha}$ , МПа	$\sigma_{\gamma}$ , МПа
0	8	41	38	-153	-24
$10^8$	38	23	66	-236	-50
$3 \times 10^8$	17	36	70	-165	-25
$5 \times 10^8$	17	34	70	-190	-92
$8 \times 10^8$	11	38	47	-222	-36
$10^9$	11	43	48	-212	-215

С увеличением числа циклов контактного нагружения наблюдается снижение доли мартенсита деформации, которая при числе циклов нагружения  $10^9$  составила порядка 11 об. % (см. таблицу 4.2) и практически сравнялась с долей  $\alpha$ -фазы в стали перед испытаниями. Таким образом, для образца с максимальным числом циклов нагружения, наибольшее количество мартенсита деформации возникало при числе циклов нагружения  $10^8$ , а при последующем нагружении снижалось до 17 об. % при числе циклов  $3 \times 10^8$ – $5 \times 10^8$  и до 11 об. % при числе

циклов  $8 \times 10^8 - 1 \times 10^9$ . Данное снижение доли мартенсита деформации в пятне контакта с ростом числа циклов нагружения может быть обусловлено преимущественным разрушением более хрупкой  $\alpha'$ -фазы в процессе выкрашивания, наблюдаемого при числе циклов нагружения  $3 \times 10^8$  и более (см. рисунки 4.6б-д; 4.7б-д; 4.8б-д). При этом новые мартенситные участки не образуются, несмотря на продолжающееся циклическое нагружение, что может быть обусловлено рассмотренными выше факторами (деформация сжатия и нагрев тонкого поверхностного слоя). Уменьшение доли мартенсита деформации в результате обратного  $\alpha' \rightarrow \gamma$  превращения маловероятно, поскольку в деформированной метастабильной аустенитной стали данное превращение развивается при температурах более  $500 \text{ }^\circ\text{C}$  [294], которые исключены в условиях водяного охлаждения.

Интегральная ширина В линии  $(110)\alpha$  после  $10^8$  циклов контактного нагружения снижается от 41 до 23 мин, что может быть обусловлено релаксацией внутренних напряжений, сопровождающей фазовые превращения. Однако при дальнейшем нагружении наблюдается рост величины  $V_{(110)\alpha}$ , которая при  $10^9$  циклов достигает 43 мин (см. таблицу 4.2). Ширина В рентгеновской линии  $(111)\gamma$ , напротив, существенно возрастает после  $10^8$  циклов контактного нагружения от 38 до 66 мин (см. таблицу 4.2), что свидетельствует о значительном наклепе поверхностного слоя стали и подтверждает данные металлографического исследования (см. рисунки 4.6а; 4.7а; 4.8а). С увеличением числа циклов контактного нагружения до  $3 \times 10^8 - 5 \times 10^8$  величина  $V_{(111)\gamma}$  демонстрирует незначительный рост до 70 мин, а после  $8 \times 10^8 - 1 \times 10^9$  циклов наблюдается резкое снижение величины  $V_{(111)\gamma}$  до 47-48 мин, что может быть обусловлено наблюдаемым интенсивным разрушением поверхностного слоя стали AISI 321 с появлением глубоких и протяженных локализованных выкрошенных участков на поверхности (см. рисунки 4.6г, д; 4.7г, д; 4.8г, д) и попаданием под рентгеновский пучок нижележащих слоев.

Остаточные напряжения в поверхностном слое стали AISI 321 имеют сжимающий характер и сохраняют его после контактно-усталостного нагружения с различным числом циклов (см. таблицу 4.2). При этом величина остаточных напряжений в  $\alpha$ -фазе  $\sigma_\alpha$  несколько выше, чем в  $\gamma$ -фазе  $\sigma_\gamma$ , и характеризуется меньшим разбросом значений. Отметим, что после  $10^9$  циклов контактного нагружения, остаточные напряжения в различных фазах практически сравниваются и составляют соответственно  $-212 \text{ МПа}$  в  $\alpha$ -фазе и  $-215 \text{ МПа}$  в  $\gamma$ -фазе (см. таблицу 4.2).

Таким образом, результаты рентгеноструктурного исследования свидетельствуют о значительном наклепе и разрушении поверхностного слоя стали AISI 321 при контактно-усталостном нагружении, проводимом по схеме пульсирующего ударного контакта «плоскость-плоскость».

В таблице 4.3 приведены данные микроиндентирования стали AISI 321 после контактно-усталостного нагружения. Результаты микроиндентирования показали, что с увеличением числа циклов нагружения происходит уменьшение значений максимальной и остаточной глубины вдавливания индентора  $h_{\max}$  от 1,61 до 1,46 мкм и  $h_p$  от 1,43 до 1,26 мкм, рост твердости по Мартенсу НМ от 3,4 до 4,1 ГПа, и твердости вдавливания при максимальной нагрузке  $H_{IT}$  от 4,1 до 5,1 ГПа.

Таблица 4.3 – Результаты микроиндентирования при максимальной нагрузке на индентор Виккерса 0,245 Н для стали AISI 321 после контактно-усталостного нагружения с числом циклов нагружения N

N	$h_{\max}$ , мкм	$h_p$ , мкм	НМ, ГПа	$H_{IT}$ , ГПа	$E^*$ , ГПа	$W_e$ , нДж	$W_t$ , нДж
0	1,61±0,05	1,43±0,06	3,4±0,2	4,1±0,3	192±9	23,0±1,0	136±5
$10^8$	1,58±0,02	1,40±0,03	3,4±0,1	4,3±0,2	184±5	24,2±0,7	143±3
$3 \times 10^8$	1,56±0,07	1,37±0,10	3,6±0,4	4,4±0,5	204±14	22,8±0,6	139±10
$5 \times 10^8$	1,50±0,06	1,32±0,09	3,9±0,4	4,8±0,5	208±12	23,3±0,5	136±7
$8 \times 10^8$	1,47±0,05	1,24±0,07	4,1±0,3	5,0±0,4	206±9	24,4±0,7	129±2
$10^9$	1,46±0,06	1,26±0,02	4,1±0,4	5,1±0,5	215±13	23,5±0,4	128±10

Контактно-усталостное нагружение оказывает неоднозначное влияние на контактный модуль упругости  $E^*$  стали AISI 321 (см. таблицу 4.3). При числе циклов нагружения  $10^8$  наблюдается снижение величины  $E^*$  от 192 до 184 ГПа. Дальнейшее нагружение, напротив, сопровождается ростом величины  $E^*$ , которая достигает 215 ГПа после  $10^9$  циклов контактного нагружения. Известно, что модули упругости металлов и сплавов являются структурно малочувствительными свойствами. Однако в работе [202] при исследовании модуля упругости поликристаллического железа после механических испытаний на растяжение было установлено снижение модуля упругости на начальном этапе нагружения, обусловленное увеличением плотности дислокаций, и некоторый рост модуля упругости при больших деформациях, обусловленный формированием ячеистой дислокационной структуры. Согласно модели Мотта, дислокации могут выгибаться в плоскости скольжения, что увеличивает упругую деформацию и, тем самым, снижает модуль упругости [318–320]. Поэтому рост плотности дислокаций на начальных этапах деформации приводит к снижению модуля упругости из-за увеличения упругой деформации. При больших степенях деформации, когда уже сформирована ячеистая дислокационная структура, дислокации внутри ячеек могут увеличивать упругую деформацию, а дислокации, находящиеся в стенках ячеек, соответственно, не могут. Однако плотность дислокаций внутри ячеек ниже, чем плотность дислокаций на начальных этапах деформации,

пока ячеистая дислокационная структура еще не сформирована. Это способствует восстановлению значений модуля упругости при больших степенях деформации [202]. Следовательно, наблюдаемое изменение контактного модуля упругости  $E^*$  стали AISI 321 может быть обусловлено изменением структурно-фазового состояния и, в частности, плотности дислокаций и типа дислокационной структуры, формирующейся при контактно-усталостном нагружении.

Работа обратной упругой деформации вдавливания  $W_e$  стали AISI 321 практически не меняется в зависимости от числа циклов контактно-усталостного нагружения и находится в пределах 23,0-24,4 нДж. Величина  $W_e$  зависит от отношения твердости к модулю упругости материала: чем выше это отношение, тем большая работа затрачивается на упругую деформацию и тем большая энергия упругой деформации высвобождается при снятии измерительной нагрузки [201]. Анализ данных таблицы 4.3 показывает, что отношение твердости к модулю упругости стали AISI 321 после контактно-усталостного нагружения с различным числом циклов остается практически на одном уровне, соответственно, величина  $W_e$  также существенно не изменяется.

Общая механическая работа вдавливания  $W_t$  (которая состоит из работы пластической деформации и работы упругого восстановления) стали AISI 321 после контактно-усталостного нагружения также существенно не изменяется, однако средние минимальные значения величины  $W_t$ , равные 128-129 нДж (см. таблицу 4.3), отмечаются при достижении предельного упрочнения после  $8 \times 10^8 - 1 \times 10^9$  циклов нагружения. Это свидетельствует о том, что поверхностный слой, упрочняясь при нагружении, обладает меньшей пластичностью, чем металл до нагружения, и, соответственно, меньше деформируется при микроиндентировании.

Таким образом, данные микроиндентирования согласуются с результатами металлографического, дюрOMETрического и рентгеноструктурного анализа и свидетельствуют об упрочнении и исчерпании запаса пластичности стали AISI 321 в условиях гигациклового контактно-усталостного нагружения. Следовательно, можно сказать, что контактная выносливость стали AISI 321 в условиях гигациклового контактно-усталостного нагружения, проводимого по схеме пульсирующего ударного контакта «плоскость-плоскость», определяется ее запасом пластичности и возможностью дополнительного упрочнения при нагружении. Полученные результаты также свидетельствуют о том, что предложенная схема испытаний на контактную усталость является эффективной для оценки контактной выносливости пластичных металлических материалов, таких как аустенитные нержавеющие стали.

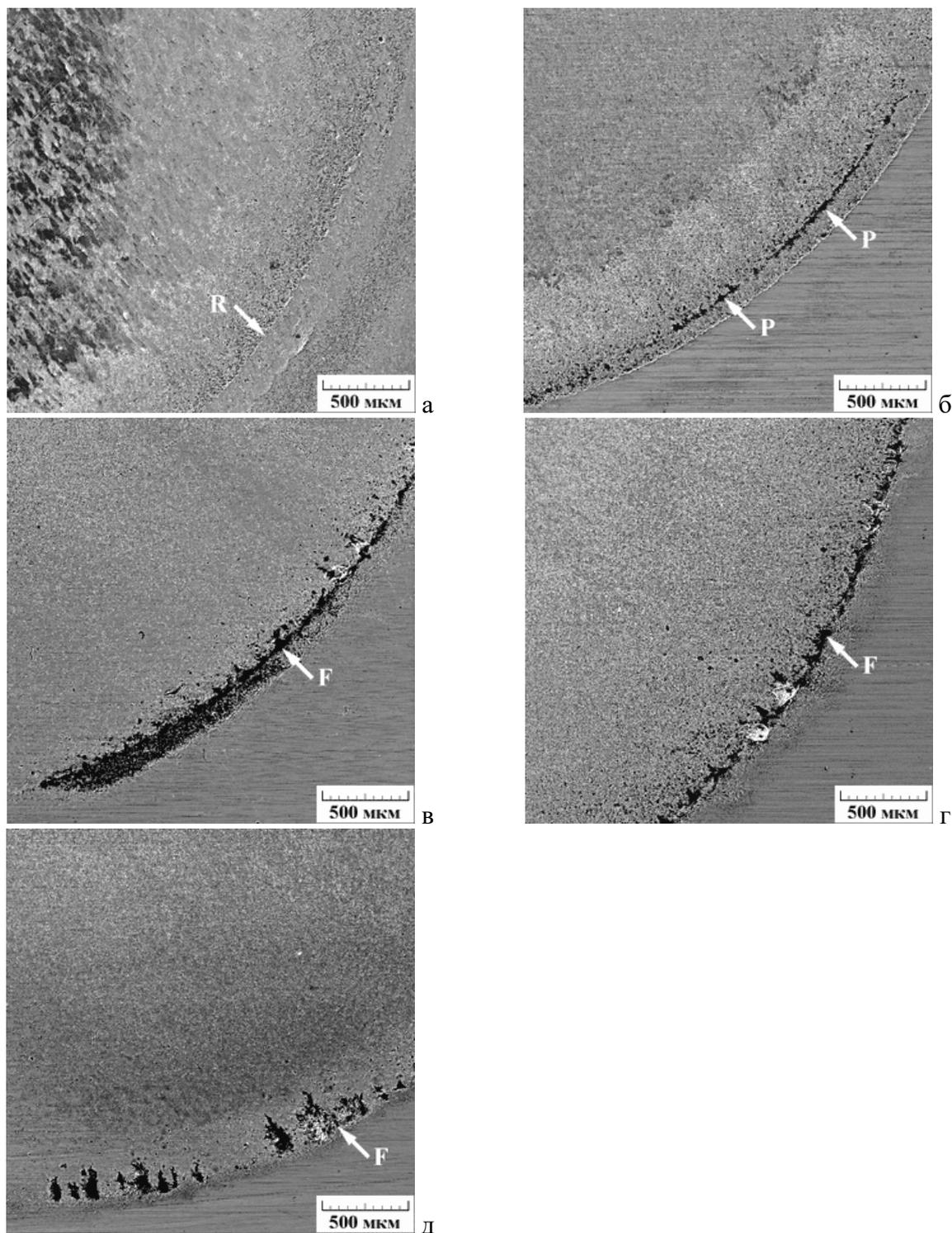


Рисунок 4.10 – Вид поверхности (СЭМ) в периферийной зоне пятен контакта после контактно-усталостных испытаний стали AISI 321 с числом циклов нагружения  $N = 10^8$  (а),  $3 \times 10^8$  (б),  $5 \times 10^8$  (в),  $8 \times 10^8$  (г) и  $10^9$  (д). Стрелками R обозначены кольцеобразные следы пластического деформирования, P – частично соединенные между собой разрушенные участки, F – кольцеобразные зоны разрушения

В зоне воздействия на образец края индентора (периферийная зона) при числе циклов нагружения  $10^8$  на поверхности стали виден кольцеобразный (по форме индентора) след пластического деформирования (обозначен стрелками R на рисунках 4.6а; 4.10а; 4.11а). С увеличением числа циклов контактного нагружения до  $3 \times 10^8$  на поверхности стали уже

образовались разрушенные участки, которые частично соединены между собой (обозначены стрелками Р на рисунках 4.6б; 4.10б; 4.11б). При числе циклов нагружения  $5 \times 10^8$  эти участки сливаются и образуют на поверхности кольцеобразную зону разрушения (обозначена стрелками F на рисунках 4.6в; 4.10в; 4.11в). Дальнейшее нагружение до  $8 \times 10^8 - 1 \times 10^9$  циклов сопровождается продолжающимся разрушением поверхности в зоне воздействия периферийной части индентора. Об этом свидетельствует, в частности, увеличение глубины и протяженности контактных повреждений (см. рисунки 4.6г, д; 4.10г, д; 4.11г, д).

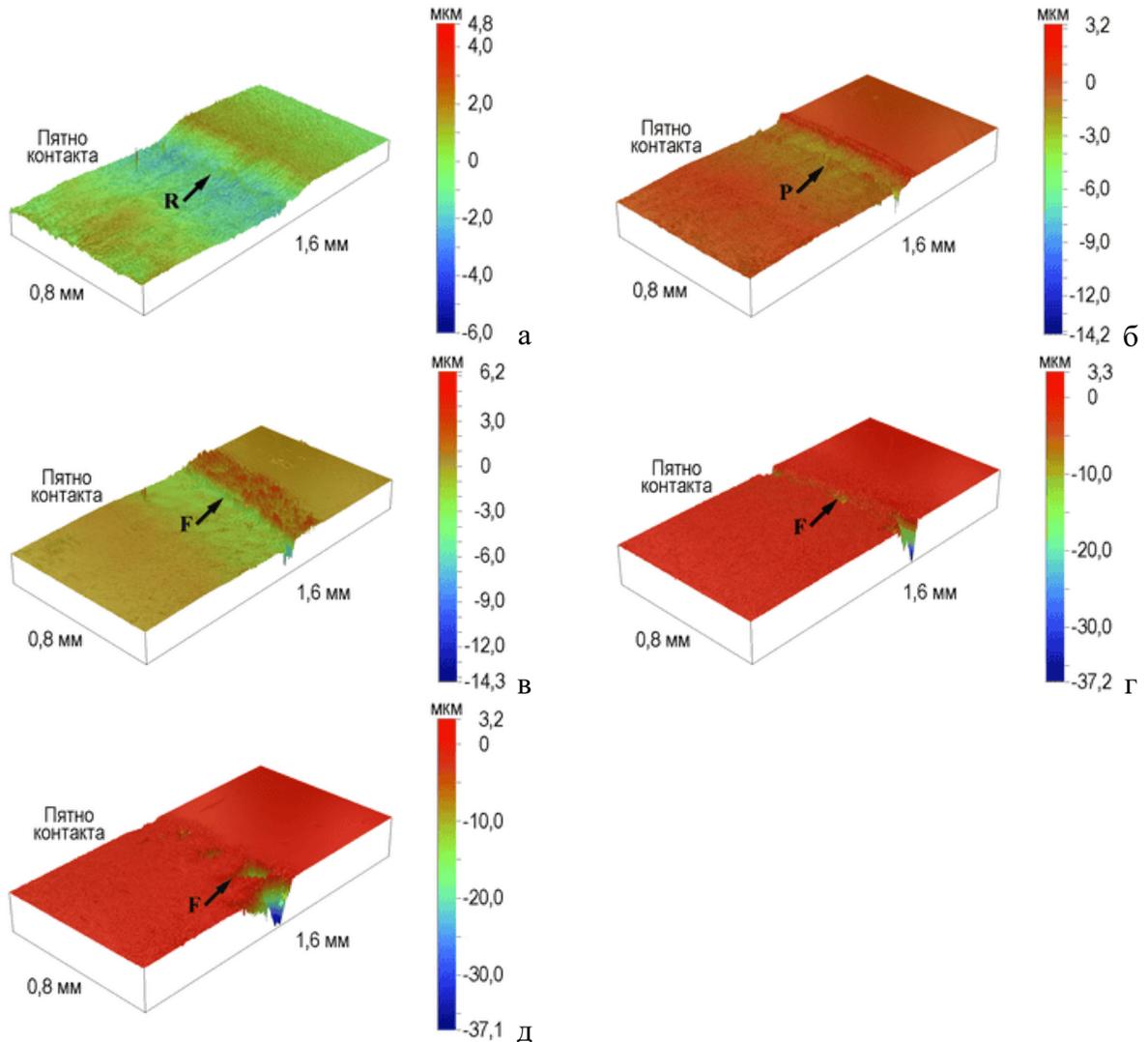


Рисунок 4.11 – Вид поверхности (оптическая профилометрия) в периферийной зоне пятен контакта после контактно-усталостных испытаний стали AISI 321 с числом циклов нагружения  $N = 10^8$  (а),  $3 \times 10^8$  (б),  $5 \times 10^8$  (в),  $8 \times 10^8$  (г) и  $10^9$  (д). Стрелками R обозначены кольцеобразные следы пластического деформирования, P – частично соединенные между собой разрушенные участки, F – кольцеобразные зоны разрушения

Результаты измерения глубины контактных повреждений в периферийной зоне пятен контакта на поверхности стали AISI 321 после контактно-усталостных испытаний представлены на рисунке 4.12. Из этих данных видно, что при числе циклов нагружения  $10^8$  максимальная

глубина контактных повреждений  $d_{\max}$  составила около 6,5 мкм. С увеличением числа циклов контактного нагружения до  $3 \times 10^8 - 5 \times 10^8$  величина  $d_{\max}$  возрастает до 12-13 мкм, а после  $8 \times 10^8 - 1 \times 10^9$  циклов – до 30,6-32,6 мкм. Необходимо отметить, что при числе циклов контактного нагружения  $3 \times 10^8 - 5 \times 10^8$  и  $8 \times 10^8 - 1 \times 10^9$  наблюдается стабилизация величины  $d_{\max}$ . Это может быть обусловлено тем, что более быстрое разрушение поверхности образца в зоне воздействия периферийной части индентора по сравнению с зоной воздействия центральной части индентора приводит к уменьшению интенсивности воздействия на сталь края индентора вследствие возникающего перепада высот и замедлению разрушения поверхности образца в зоне воздействия периферийной части индентора. По мере разрушения поверхности образца в зоне воздействия центральной части индентора, интенсивности воздействия на сталь края индентора вновь возрастает, и разрушение поверхности образца в зоне воздействия периферийной части индентора продолжается. Таким образом, максимальная глубина контактных повреждений  $d_{\max}$  в периферийной зоне пятен контакта, также может служить количественным критерием, позволяющим оценить степень усталостной деградации стали AISI 321 в условиях циклического воздействия индентора.

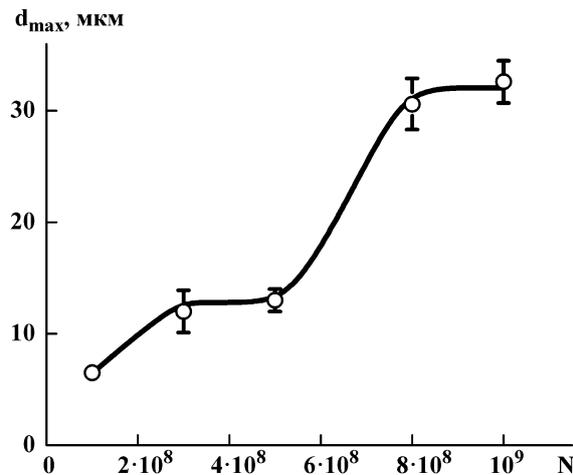


Рисунок 4.12 – Влияние числа циклов нагружения  $N$  на максимальную глубину контактных повреждений  $d_{\max}$  в периферийной зоне пятен контакта после контактно-усталостных испытаний стали AISI 321

Результаты контактно-усталостных испытаний на базе  $10^9$  циклов показали, что с увеличением числа циклов контактного нагружения, структурно-фазовое состояние поверхностного слоя стали AISI 321 претерпевает значительные изменения. При этом по данным исследования поверхности пятен контакта, характер деформирования и разрушения в зонах, соответствующих контакту с поверхностью стали плоской торцевой поверхности индентора, отличается от характера деформирования и разрушения в зонах воздействия на сталь края индентора (см. рисунки 4.6–4.8; 4.10; 4.11). Для задачи вдавливания жесткого

цилиндрического штампа с плоской торцевой поверхностью Буссинеском получено аналитическое решение по определению значений величин контактных напряжений  $p(r)$  в виде следующей зависимости [321]:

$$p(r) = \frac{P}{2\pi b} (b^2 - r^2)^{-1/2}, \quad (4.4)$$

где  $b$  – радиус цилиндра;

$P$  – нормальная нагрузка;

$r$  – расстояние от оси цилиндра.

Анализ данной зависимости показывает, что на краях цилиндра контактные напряжения выше, чем в его середине, а на расстоянии от центра цилиндра, равном его радиусу ( $r = b$ ), контактные напряжения стремятся к бесконечности. Очевидно, что практическое распределение контактных напряжений вследствие релаксации будет отличаться от теоретического. Кроме того, в случае упругопластического нагружения, деформация материала под поверхностью штампа должна приводить к дополнительному перераспределению напряжений. В частности, такое взаимодействие имеет место при циклическом ударном нагружении плоского образца аустенитной стали AISI 321 твердосплавным индентором цилиндрической формы.

Результаты расчета контактных напряжений при вдавливании жесткого цилиндрического штампа с плоской торцевой поверхностью в пластину из упругопластического материала представлены на рисунке 4.13. Отсутствие явно выраженных всплесков напряжений и характерная симметрия свидетельствуют о хорошем качестве разбиения. Из рисунка 4.13 видно, что в центре области взаимодействия штампа и пластины нормальные контактные напряжения минимальны и составляют  $-257$  МПа. По мере приближения к границе области взаимодействия нормальные контактные напряжения постепенно увеличиваются, что согласуется с теоретической зависимостью. При этом на расстоянии 2,9-3,0 мм от центра области взаимодействия штампа и пластины наблюдается резкое увеличение нормальных контактных напряжений. Максимальные нормальные контактные напряжения составляют  $-456$  МПа и возникают на границе области взаимодействия штампа и пластины, а соотношение нормальных контактных напряжений на границе и в центре области взаимодействия составляет 1,8 раза.

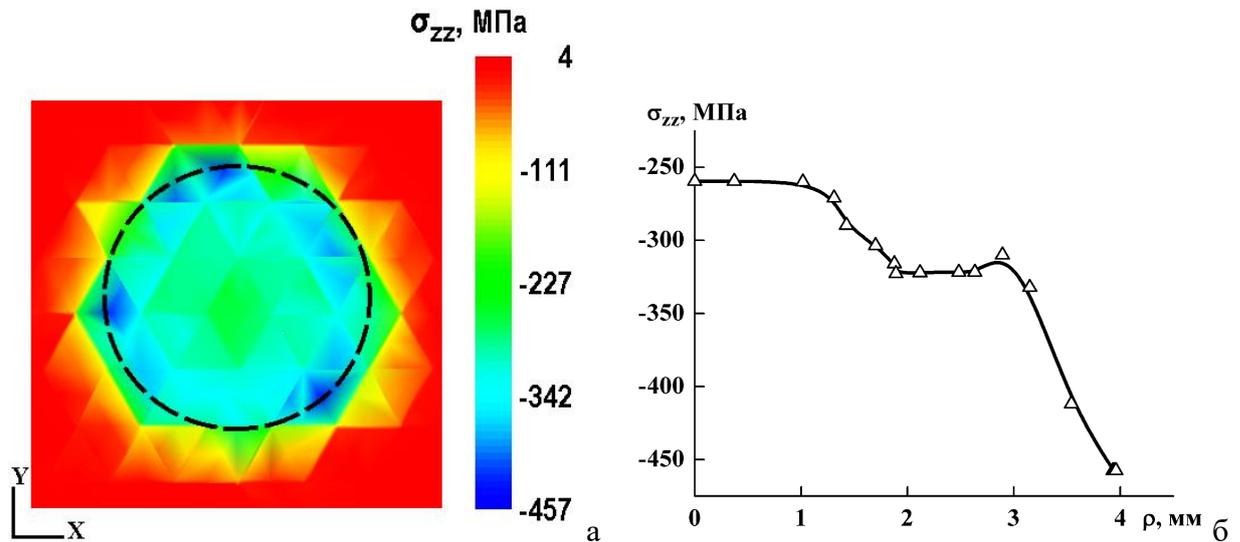


Рисунок 4.13 – Распределение нормальных контактных напряжений  $\sigma_{zz}$  на поверхности пластины (а) и зависимость нормальных контактных напряжений  $\sigma_{zz}$  от расстояния от центра области взаимодействия штампа и пластины  $\rho$  (б). Граница области взаимодействия штампа и пластины обозначена штриховой линией

Таким образом, отличия характера деформирования и разрушения в зонах, соответствующих контакту с поверхностью стали плоской торцевой поверхности индентора и его края, обусловлены более интенсивным воздействием на сталь края индентора вследствие концентрации напряжений в периферийной зоне пятен контакта. Этим и можно объяснить более раннее возникновение трещин в зоне воздействия на сталь края индентора (см. рисунки 4.6б-д; 4.10б-д) по сравнению с зоной, соответствующей контакту с поверхностью стали плоской торцевой поверхности индентора.

### 4.3 Структура и механические свойства стали AISI 321 с упрочненным поверхностным слоем, сформированным с помощью фрикционной обработки

#### 4.3.1 Микроструктура, фазовый состав, шероховатость поверхности, остаточные напряжения, микротвердость и микромеханические характеристики стали AISI 321, подвергнутой фрикционной обработке

Микроструктура стали AISI 321, сформировавшаяся после закалки от температуры 1100 °С, состоит из аустенитных зерен ( $\gamma$ -фазы) и включений карбида титана TiC (рисунок 4.14). Отметим, что прокатная сталь имеет ярко выраженную полосчатую структуру, которая частично сохраняется после закалки. При этом в структуре можно наблюдать чередующиеся полосы зерен аустенита с меньшим или большим количеством включений (см. рисунок 4.14б). Согласно данным рентгеноструктурного анализа (рисунок 4.15),  $\alpha$ -фаза отсутствует в структуре закаленной стали. Сталь AISI 321, подвергнутая только термической обработке, имеет

типичный для электрополированной поверхности сглаженный рельеф с ямками травления и параметрами шероховатости  $Ra = 0,026$  мкм и  $Rz = 0,64$  мкм (рисунок 4.16а, в).

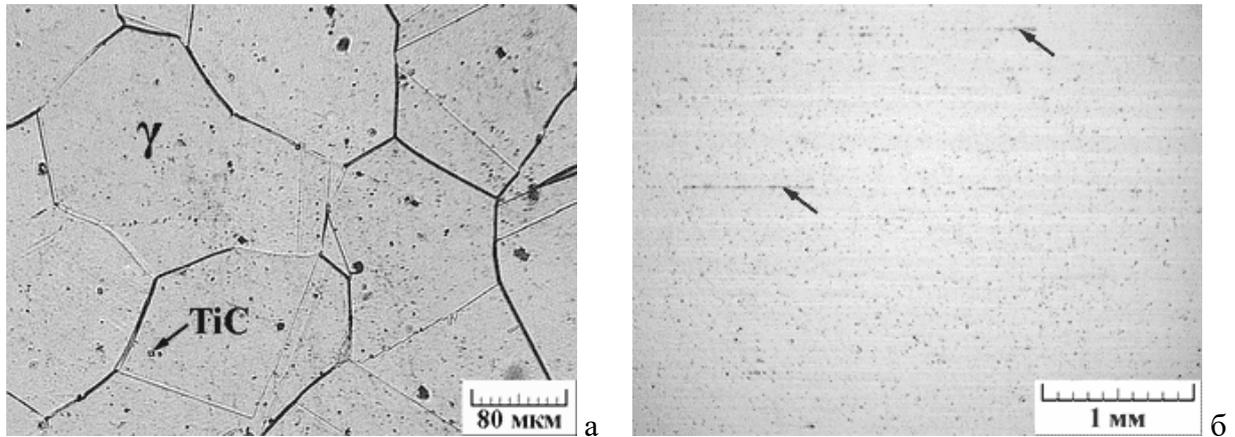


Рисунок 4.14 – Микроструктура (оптическая микроскопия) стали AISI 321 в закаленном состоянии. Стрелками на рисунке 4.14б обозначены строчечные скопления неметаллических включений

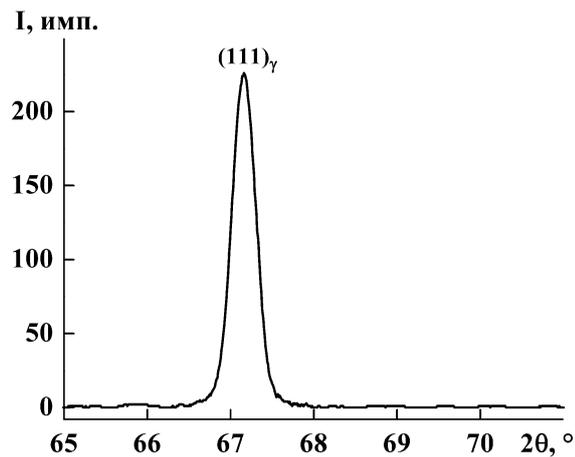


Рисунок 4.15 – Рентгеновская дифрактограмма закаленной стали AISI 321

Фрикционная обработка стали AISI 321 приводит к формированию выглаженной поверхности с параметрами шероховатости  $Ra = 0,23$  мкм и  $Rz = 1,88$  мкм (рисунок 4.16б, г). Отметим, что сталь AISI 321 после фрикционной обработки характеризуется большей шероховатостью поверхности по сравнению с электрополированным состоянием. Это характерно для аустенитных сталей [121, 322] и обусловлено их относительно невысокой твердостью. При фрикционной обработке более твердых материалов, в частности, углеродистых сталей, шероховатость поверхности обычно уменьшается (см. рисунки 1.17; 3.7). На рассматриваемой поверхности трения присутствуют следы пластического оттеснения материала в виде небольших продольных впадин и выступов при отсутствии микротрещин усталостного характера, которые могут появляться в результате малоциклового фрикционной усталости [248]. Структура поверхностного слоя стали AISI 321 после фрикционной обработки

полностью состоит из мартенсита деформации (рисунок 4.17), поскольку данная сталь характеризуется деформационной нестабильностью.

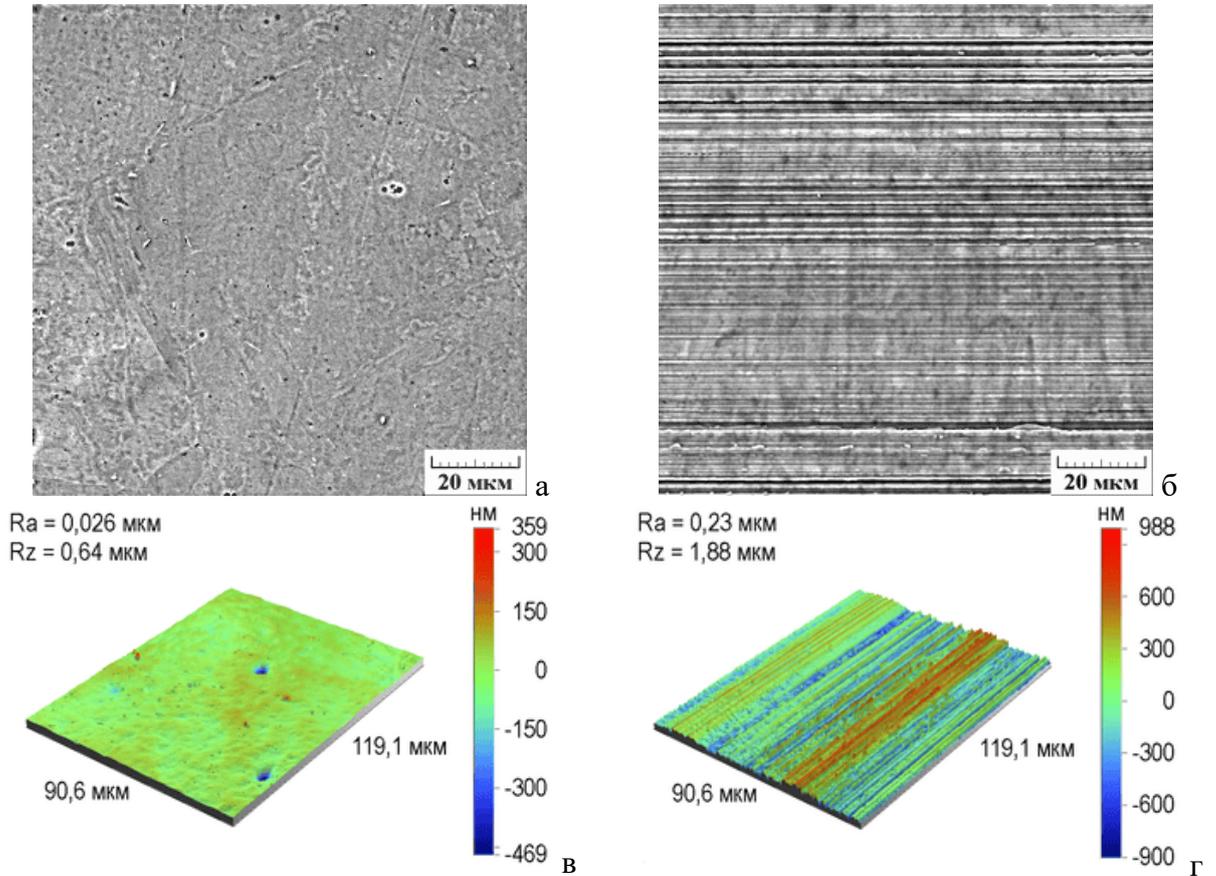


Рисунок 4.16 – Вид поверхности (а, б – СЭМ; в, г – оптическая профилометрия) стали AISI 321 до (а, в) и после (б, г) фрикционной обработки

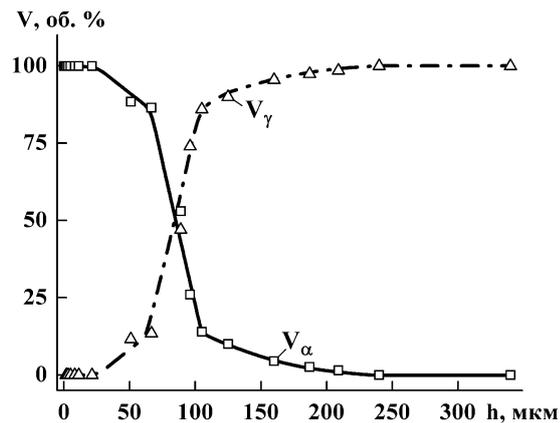


Рисунок 4.17 – Распределение объемных долей  $\alpha$ -фазы  $V_\alpha$  и  $\gamma$ -фазы  $V_\gamma$  по глубине  $h$  упрочненного слоя стали AISI 321

Согласно данным сканирующей электронной микроскопии, в поверхностном слое стали AISI 321 глубиной до 25-35 мкм в результате фрикционной обработки возникает относительно однородная дисперсная структура (рисунок 4.18). Отметим наличие пор, которые могут образовывать скопления (указаны стрелкой 1 на рисунке 4.18а). Образование некоторого

количества пор характерно для фрикционной обработки [а7, а38]. На глубине от 25-35 до 40-50 мкм наблюдается деформированная структура с вытянутыми мартенситными кристаллами. На глубине более 50 мкм наблюдается структура деформированного аустенита с образованием мартенсита деформации в пределах исходных аустенитных зерен (рисунок 4.18а; стрелками 2 указана граница исходного зерна аустенита). При этом по мере удаления от поверхности образца, количество  $\alpha$ -фазы уменьшается и становится равным нулю на глубине 240 мкм (см. рисунок 4.17).

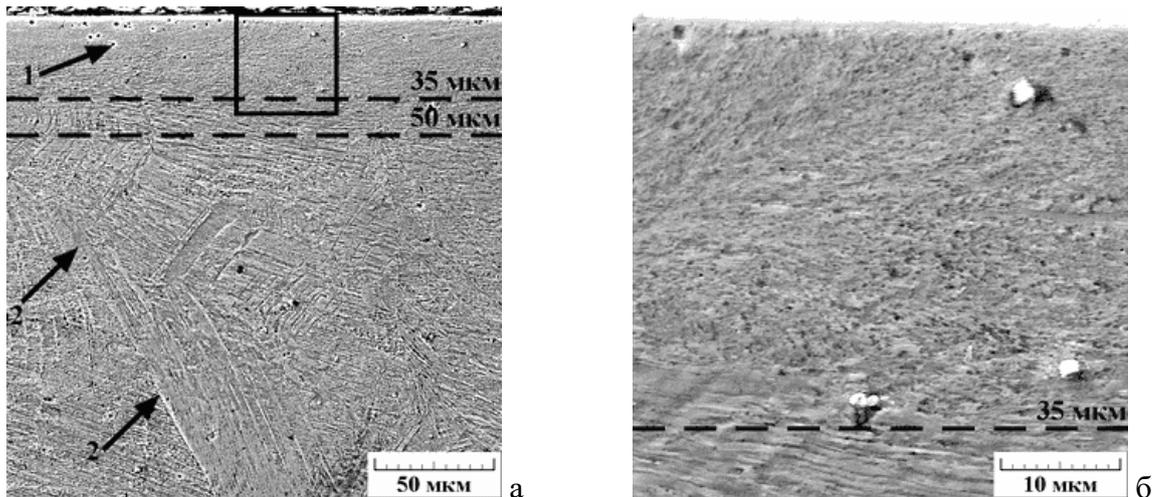


Рисунок 4.18 – Микроструктура (СЭМ) в поперечном сечении стали AISI 321 после фрикционной обработки. а – общий вид; б – участок, обозначенный рамкой на рис. а. Стрелкой 1 обозначено скопление пор. Стрелками 2 обозначена граница исходного зерна аустенита

Данные просвечивающей электронной микроскопии показывают, что на глубине до 25-35 мкм структура преимущественно субмикроструктурная с размером кристаллитов  $\alpha$ -фазы менее 500 нм (рисунок 4.19а, б). Кроме вытянутых субзерен, присутствуют сформировавшиеся отдельные зерна с формой, приближенной к округлой. Расчет среднего размера зерна  $\alpha$ -фазы дает величину  $d_{\alpha} = 180 \pm 10$  нм (см. рисунок 4.19б). На представленной микроэлектронограмме видно, что рефлексы растягиваются по окружности (см. рисунок 4.19а), а на темнопольном изображении светятся достаточно протяженные участки (см. рисунок 4.19б). Это свидетельствует о начале формирования смешанной структуры, образованной ячейками и микрокристаллитами с высокоугловыми границами [192], однако доля высокоугловых границ еще невелика. Отметим, что деформированная структура с вытянутыми мартенситными кристаллами, которая наблюдается на глубине от 25-35 до 40-50 мкм, характеризуется высокой плотностью дислокаций, равномерно распределенных в объеме материала (см. рисунок 4.19в, г). Следует также подчеркнуть, что с помощью фрикционной обработки в поверхностном слое метастабильных аустенитных сталей может быть сформирована как субмикроструктурная, так и нанокристаллическая структура, причем формирование последней может быть

достигнуто, например, путем увеличения кратности деформирующего воздействия индентора на обрабатываемую поверхность [121]. Однако в этом случае может происходить снижение качества поверхности, что необходимо учитывать при выборе параметров фрикционной обработки.

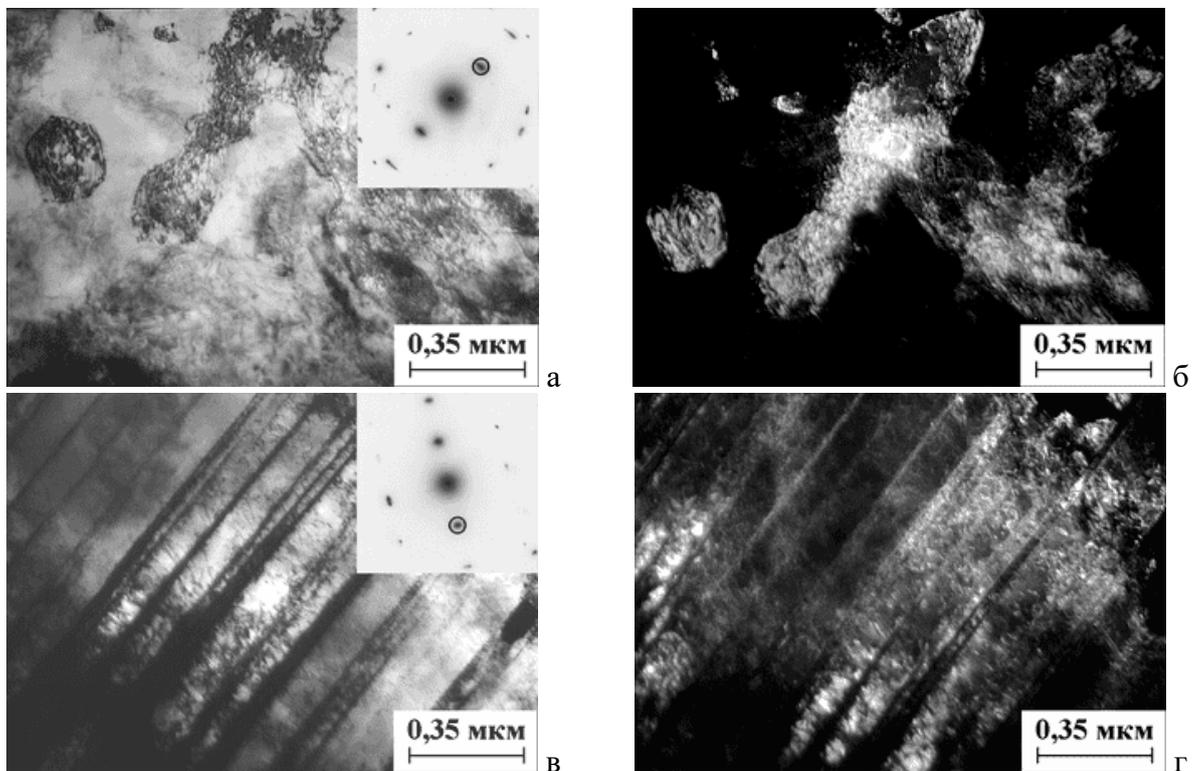


Рисунок 4.19 – Микроструктура (ПЭМ) стали AISI 321 после фрикционной обработки на глубине 1-5 мкм (а, б) и на глубине 40 мкм (в, г). а, в – светлопольные изображения с соответствующими микроэлектронogramмами; б, г – темнопольные изображения в рефлексах  $(110)\alpha$  (обозначены окружностями на микроэлектронogramмах на рис. а, в)

Фрикционная обработка приводит к резкому повышению микротвердости поверхности стали AISI 321 со структурой метастабильного аустенита от  $180\pm 5$  до  $780\pm 30$  HV<sub>0,025</sub>. Повышенная микротвердость стали AISI 321 после фрикционной обработки обусловлена следующими факторами: а) формированием структуры, полностью состоящей из мартенсита деформации (см. рисунок 4.17), б) сильным диспергированием структуры до субмикроструктурного состояния (см. рисунки 4.18; 4.19), и в) высокой плотностью дефектов кристаллического строения, в частности, дислокаций (см. рисунок 4.19). Поверхностный слой, упрочненный фрикционной обработкой, характеризуется сильным отрицательным градиентом твердости в слое глубиной до 35 мкм (глубина эффективного упрочнения) и общей глубиной упрочнения около 500 мкм (рисунок 4.20а). Наблюдаемый характер распределения микротвердости приблизительно следует экспоненциальному закону, что соответствует результатам расчетов методом конечных элементов [а7, 118].

Экспоненциальное распределение накопленной деформации также обуславливает наблюдаемое резкое снижение объемной доли  $\alpha$ -фазы  $V_\alpha$  на глубине упрочненного слоя более 50 мкм (см. рисунок 4.17), когда величина накопленной деформации, по-видимому, оказывается недостаточной для образования мартенсита деформации во всем объеме материала, и  $\alpha$ -фаза образуется в участках, наиболее благоприятно расположенных по отношению к действующей нагрузке. Фрикционная обработка стали AISI 321 приводит к формированию в упрочненном поверхностном слое благоприятных сжимающих остаточных напряжений  $\sigma_\alpha = -540$  МПа, распределение которых по глубине упрочненного слоя также следует экспоненциальному закону (см. рисунок 4.20б).

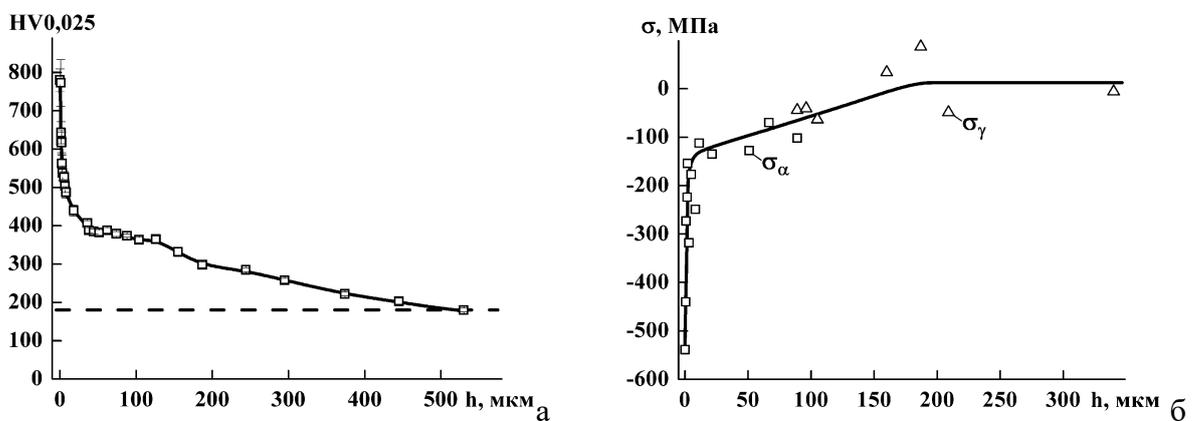


Рисунок 4.20 – Распределение микротвердости HV0,025 (а) и остаточных напряжений в  $\alpha$ -фазе  $\sigma_\alpha$  и  $\gamma$ -фазе  $\sigma_\gamma$  (б) по глубине  $h$  упрочненного слоя стали AISI 321. Штриховой линией обозначена микротвердость стали в закаленном состоянии

В таблице 4.4 приведены данные микроиндентирования, из которых видно, что по сравнению с термической обработкой, фрикционная обработка стали AISI 321 приводит к уменьшению значений максимальной и остаточной глубины вдавливания индентора  $h_{\max}$  и  $h_r$ , росту твердости по Мартенсу НМ и твердости вдавливания при максимальной нагрузке  $H_{IT}$ . Наблюдается также рост работы обратной упругой деформации вдавливания  $W_e$  и снижение общей механической работы вдавливания  $W_t$ . Подобное изменение измеряемых при индентировании характеристик  $h_{\max}$ ,  $h_r$ , НМ,  $H_{IT}$ ,  $W_e$  и  $W_t$  является закономерным следствием упрочнения материала. Результаты анализа распределения этих характеристик по глубине упрочненного слоя (рисунок 4.21а-е) свидетельствуют о том, что характеристики  $h_{\max}$ ,  $h_r$ , НМ,  $H_{IT}$ ,  $W_e$  и  $W_t$  меняются таким же образом, как и микротвердость (см. рисунок 4.20а), то есть следуют экспоненциальному закону.

Фрикционная обработка привела также к росту контактного модуля упругости  $E^*$  стали AISI 321, который по сравнению с закаленным состоянием вырос на 14,3 % (см. таблицу 4.4). Однако наблюдается немонотонное распределение величины  $E^*$  по глубине упрочненного слоя

(см. рисунок 4.21ж). В частности, на глубине до 35 мкм среднее значение контактного модуля упругости составило  $E^* = 220$  ГПа, на глубине от 35 до 90-100 мкм,  $E^* = 229$  ГПа, на глубине более 100 мкм наблюдается непрерывное снижение величины  $E^*$  до значения, характерного для стали в закаленном состоянии (см. рисунок 4.21ж). Это обусловлено формированием различной структуры по глубине упрочненного слоя (см. рисунки 4.18; 4.19). В частности, рост модуля упругости поверхности упрочненной стали обусловлен формированием ячеистой дислокационной структуры (см. рисунок 4.19а, б) [202]. Согласно модели Мотта, дислокации могут изгибаться в своих плоскостях скольжения, создавая дополнительную упругую деформацию и, следовательно, уменьшать модуль упругости. Это справедливо в тех случаях, когда плотность дислокаций невелика, и они могут свободно двигаться. Если дислокации закреплены (например, дислокации, находящиеся в стенках ячеек при формировании ячеистой структуры), то они уже не могут создавать дополнительную упругую деформацию. В этом случае дислокации будут повышать модуль упругости материала [202, 318–320].

Таблица 4.4 – Результаты микроиндентирования при максимальной нагрузке на индентор Виккерса 0,245 Н для стали AISI 321 после различных обработок

Режим обработки	$h_{\max}$ , мкм	$h_p$ , мкм	НМ, ГПа	НГТ, ГПа	$E^*$ , ГПа	$W_e$ , нДж	$W_t$ , нДж
Без поверхностного упрочнения	2,15±0,05	2,06±0,05	1,9±0,1	2,2±0,1	189±6	16,8±0,5	186±4
После фрикционной обработки	1,23±0,03	0,89±0,03	6,5±0,3	9,0±0,5	216±7	31,2±0,4	102±2

Контактный модуль упругости  $E^*$  на глубине от 35 до 90-100 мкм, где сформировалась мартенситная структура, переходящая в аустенитно-мартенситную структуру (см. рисунки 4.17; 4.18; 4.19в, г), выше, чем на поверхности стали. Причиной этого является пониженная плотность дислокаций внутри ячеек (см. рисунок 4.19а), что частично компенсирует рост величины  $E^*$ , обусловленный влиянием дислокаций, находящихся в стенках ячеек [202]. Между тем, как было отмечено выше, деформированная структура с вытянутыми мартенситными кристаллами характеризуется высокой плотностью дислокаций, которые равномерно распределены в объеме материала, что приводит к ограничению их подвижности. Кроме того, границы дисперсных мартенситных кристаллов (см. рисунок 4.19в, г) также эффективно тормозят движение дислокаций. Это и обуславливает более высокие значения  $E^*$  по сравнению с модулем упругости поверхности стали (см. рисунок 4.21ж). По-видимому, высокая плотность дислокаций сохраняется на глубине до 90-100 мкм, когда в структуре стали присутствует

достаточно большое количество мартенсита деформации (см. рисунок 4.17). Кроме того, образование мартенсита деформации также способствует повышению модуля упругости в упрочненном поверхностном слое, поскольку дислокации в ОЦК решетке менее подвижны, чем в ГЦК решетке [323].

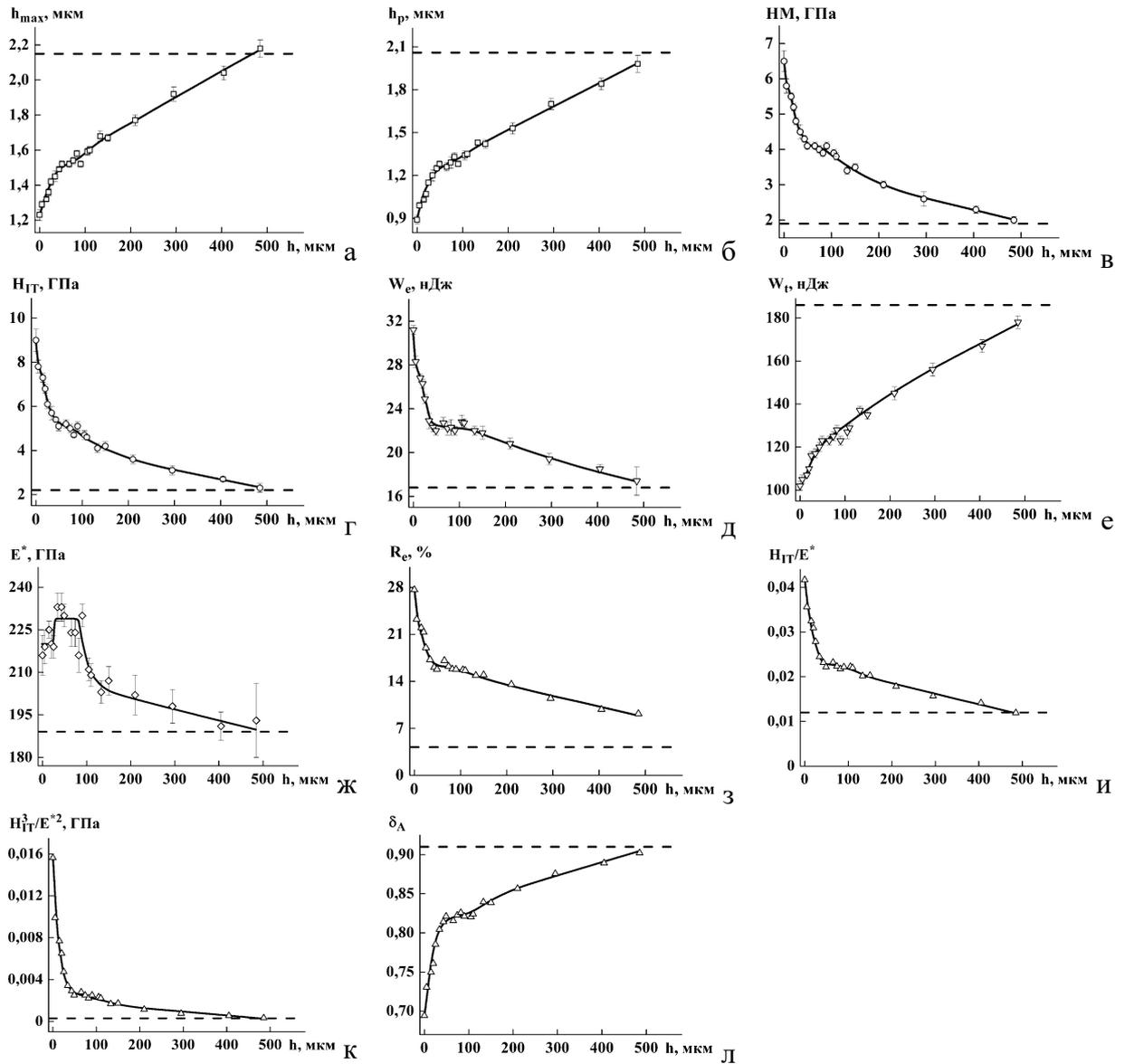


Рисунок 4.21 – Распределение максимальной и остаточной глубины вдавливания индентора  $h_{\max}$  (а) и  $h_p$  (б), твердости по Мартенсу НМ (в), твердости вдавливания при максимальной нагрузке  $H_T$  (г), работы обратной упругой деформации вдавливания  $W_e$  (д), общей механической работы вдавливания  $W_t$  (е), контактного модуля упругости  $E^*$  (ж), упругого восстановления  $R_e$  (з), отношения  $H_T/E^*$  (и), степенного отношения  $H_T^3/E^{*2}$  (к) и показателя пластичности  $\delta_A$  (л) по глубине  $h$  упрочненного слоя стали AISI 321. Штриховой линией обозначены характеристики стали в закаленном состоянии

На рисунке 4.22а представлены данные о влиянии числа двойных проходов индентора  $p$  при фрикционной обработке на микротвердость и контактный модуль упругости стали AISI 321. Видно, что изменение микротвердости при фрикционной обработке происходит

достаточно интенсивно: уже при  $p = 2$  она возрастает от 200 до 375 HV<sub>0,025</sub>, при  $p = 14$  составляет 730 HV<sub>0,025</sub>, а при  $p = 16$  достигает 740 HV<sub>0,025</sub>. При  $p = 48$  микротвердость достигает максимального значения, равного 865 HV<sub>0,025</sub>. Максимальный уровень микротвердости сохраняется при фрикционной обработке с числом двойных проходов индентора  $p = 96$  и 112, после чего наблюдается некоторое снижение микротвердости до 750 HV<sub>0,025</sub> при  $p = 160$ . Контактный модуль упругости  $E^*$ , напротив, практически не изменяется вплоть до числа двойных проходов индентора  $p = 12$ , а при  $p = 14$  наблюдается интенсивный рост величины  $E^*$  от 190 до 209 ГПа. При  $p = 96$  и 112 контактный модуль упругости достигает максимальных значений, равных 219-224 ГПа, после чего наблюдается некоторое снижение величины  $E^*$  до 206 ГПа (см. рисунок 4.22а).

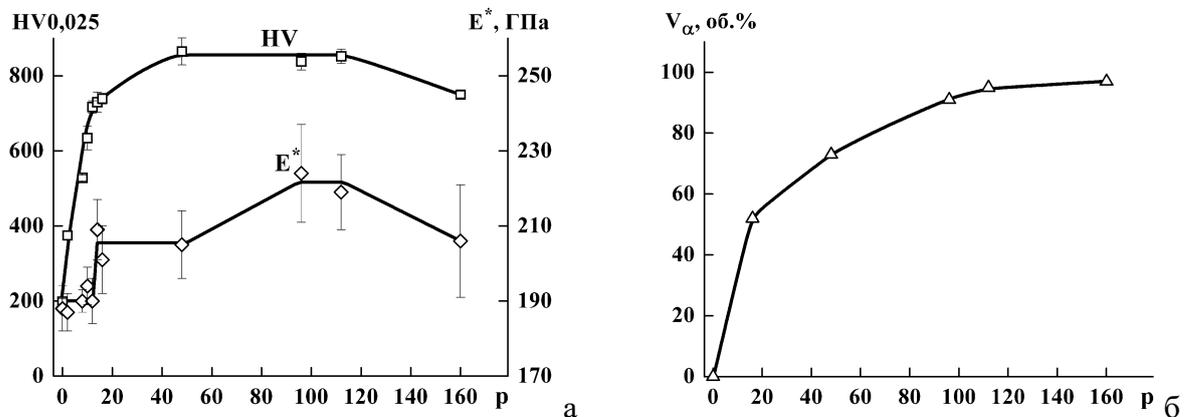


Рисунок 4.22 – Влияние числа двойных проходов индентора  $p$  при фрикционной обработке стали AISI 321 на микротвердость поверхности HV<sub>0,025</sub>, контактный модуль упругости  $E^*$  (а) и количество мартенсита деформации  $V_\alpha$  (б)

Как было отмечено выше, наблюдаемый характер изменения микротвердости поверхности стали AISI 321 при фрикционной обработке с различным числом двойных проходов индентора  $p$  обусловлен постепенным увеличением количества мартенсита деформации (см. рисунок 4.22б), диспергированием структуры поверхностного слоя и ростом плотности дефектов кристаллического строения. Уменьшение микротвердости при фрикционной обработке с числом двойных проходов индентора более 112 вызвано развитием процесса разрушения поверхности вследствие перенаклепа. При этом очевидно, что изменение контактного модуля упругости в целом не коррелирует с изменением микротвердости. С учетом представленных выше результатов, можно утверждать, что рост контактного модуля упругости при  $p = 14$  обусловлен формированием достаточно большого количества закрепленных дислокаций на данной стадии деформирования. Дальнейшее деформирование сопровождается ростом величины  $E^*$  вследствие роста плотности дислокаций, а снижение контактного модуля упругости при  $p = 160$  обусловлено начавшимся разрушением поверхности вследствие

перенаклепа. Важно также подчеркнуть, что управление дислокационной структурой может быть эффективным способом создания материалов с повышенным модулем упругости.

После фрикционной обработки возрастают расчетные параметры  $R_e$  в 6,6 раза,  $H_{IT}/E^*$  в 3,6 раза и  $H_{IT}^3/E^{*2}$  в 52,4 раза (таблица 4.5), что свидетельствует о повышении сопротивления стали AISI 321 упругопластическому деформированию [17–21, 23]. При этом характер распределения указанных параметров также приблизительно следует экспоненциальному закону, и их повышенные значения сохраняются по всей глубине упрочненного слоя (см. рисунок 4.21з-к). Показатель пластичности  $\delta_A$  после фрикционной обработки, напротив, снизился, и его пониженные значения сохраняются по всей глубине упрочненного слоя (см. рисунок 4.21л). Таким образом, в результате фрикционной обработки можно ожидать повышения сопротивления механическому контактному воздействию как поверхности стали AISI 321, так и упрочненного слоя глубиной до 500 мкм.

Таблица 4.5 – Параметры  $R_e$ ,  $H_{IT}/E^*$  и  $H_{IT}^3/E^{*2}$  для стали AISI 321 после различных обработок

Режим обработки	$R_e$ , %	$H_{IT}/E^*$	$H_{IT}^3/E^{*2}$ , ГПа
Без поверхностного упрочнения	4,2	0,012	0,0003
После фрикционной обработки	27,6	0,042	0,0156

Следует также отметить, что параметры  $R_e$ ,  $H_{IT}/E^*$  и  $H_{IT}^3/E^{*2}$  являются наиболее информативными с точки зрения оценки износостойкости материала. Сопоставление полученных результатов с имеющимися данными о трибологических свойствах поверхностно упрочненных хромоникелевых аустенитных сталей показало, что достижение таких значений характеристик микроиндентирования приводит к росту износостойкости. В частности, сталь 12X18H10T после фрикционной обработки, имеющая близкие значения  $R_e$ ,  $H_{IT}/E^*$  и  $H_{IT}^3/E^{*2}$ , характеризуется существенным снижением интенсивности изнашивания и коэффициента трения в условиях сухого трения скольжения. Это обусловлено ограничением развития на упрочненной поверхности процессов схватывания и переходом к изнашиванию по механизму пластического оттеснения [116].

#### 4.3.2 Влияние упрочненного поверхностного слоя на особенности деформирования и разрушения стали AISI 321 при контактно-усталостном нагружении

На рисунке 4.23 представлен характер изменения микротвердости поверхностно упрочненной стали AISI 321 в зоне воздействия плоской торцевой поверхности индентора (центральная зона) при контактно-усталостном нагружении. Результаты дюрометрического исследования показали, что после  $5 \times 10^8$  циклов нагружения наблюдается рост значений

микротвердости от 780 HV<sub>0,025</sub> (микротвердость упрочненной стали перед нагружением) до 1010 HV<sub>0,025</sub>, то есть имеет место дополнительное упрочнение поверхностного слоя. Это свидетельствует о том, что упрочненный поверхностный слой обладает некоторым запасом пластичности, что способствует торможению роста трещин [186]. Дальнейшее нагружение в диапазоне от  $5 \times 10^8$  до  $10^9$  циклов сопровождается снижением значений микротвердости (см. рисунок 4.23) до величины 800 HV<sub>0,025</sub>, что свидетельствует о возможном развитии процессов разрушения.

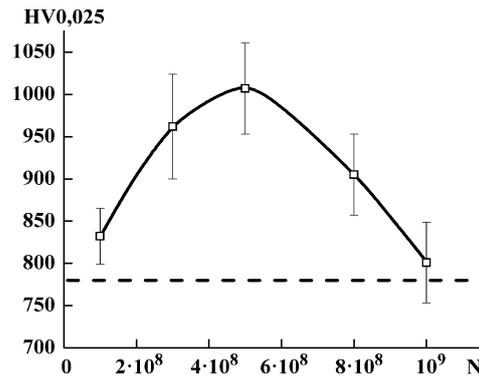


Рисунок 4.23 – Влияние числа циклов нагружения N на микротвердость HV<sub>0,025</sub> поверхностно упрочненной стали AISI 321. Штриховой линией показано значение микротвердости стали перед испытаниями

Показатель деформационного упрочнения  $n$  является ключевым параметром для характеристики упрочнения металлов и сплавов при деформации. Чем больше значение показателя  $n$ , тем выше степень деформационного упрочнения материала. Наблюдаемая способность стали AISI 321 к упрочнению обусловлена высоким значением показателя  $n$ , которое составляет около 1 и очень медленно уменьшается с увеличением степени деформации. Такие значения показателя  $n$  также указывают на то, что деформационное упрочнение при обработке стали AISI 321 в основном является результатом взаимодействия дислокаций. Однако для эффективного сопротивления ударным нагрузкам требуются еще более высокие значения показателя  $n$  [324]. Это объясняет недостаточную стойкость неупрочненной стали AISI 321 к усталостному выкрашиванию при циклическом ударном нагружении (см. рисунки 4.7; 4.8).

Исследование пятен контакта методами сканирующей электронной микроскопии (рисунки 4.24; 4.25) и оптической профилометрии (рисунок 4.26) показали, что в зоне воздействия центральной части индентора при числе циклов нагружения  $10^8$  на поверхности стали, подвергнутой фрикционной обработке, наблюдаются следы деформационного воздействия (обозначены стрелками D на рисунке 4.25а) и трещины (обозначены стрелкой C1 на рисунке 4.25а). Такие следы деформации и трещины отсутствовали на поверхности стали

перед испытаниями (см. рисунок 4.16б). Следовательно, уже на данной стадии нагружения начинается разрушение поверхностного слоя стали.

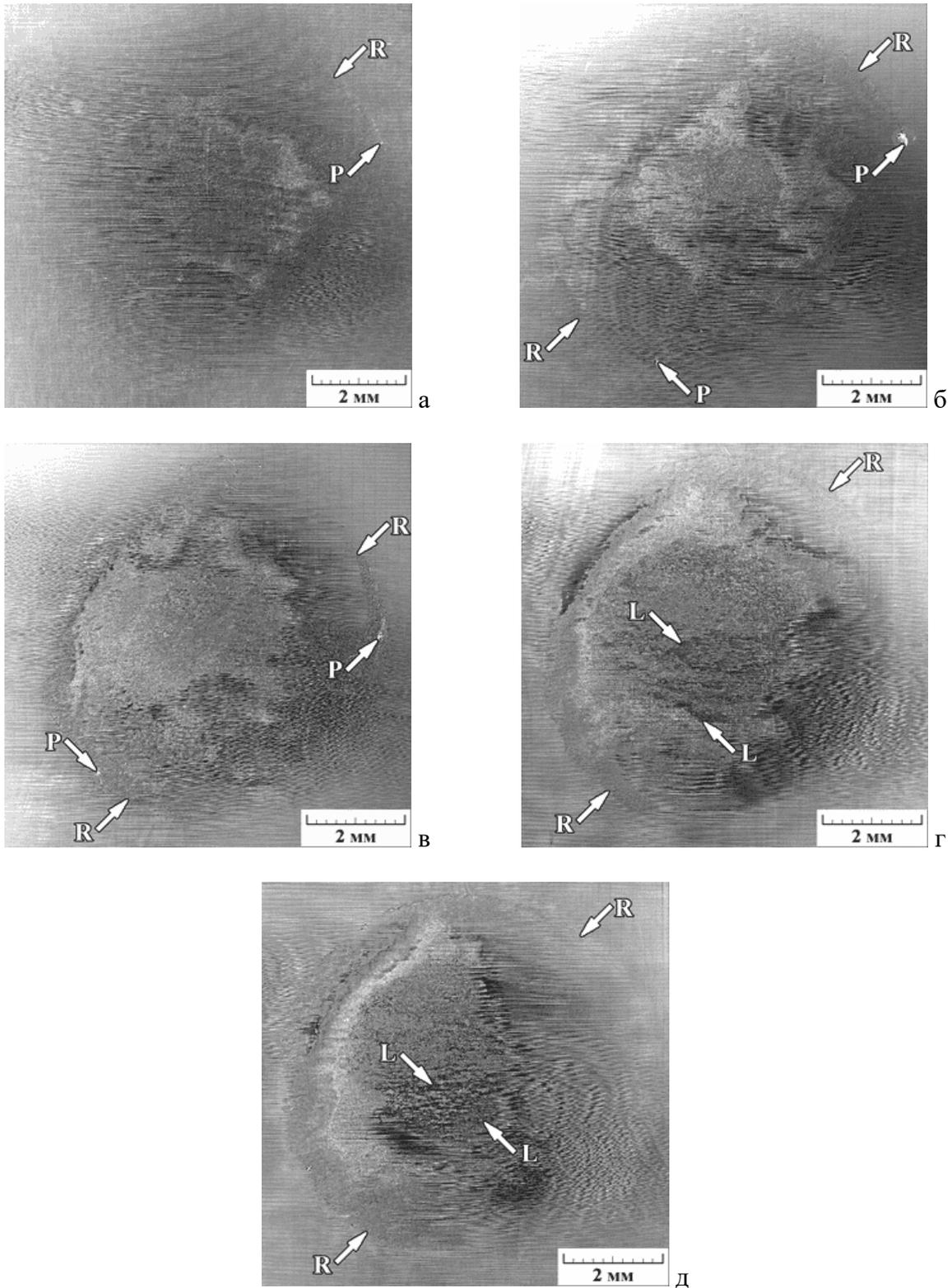


Рисунок 4.24 – Общий вид пятен контакта (СЭМ) после контактно-усталостных испытаний поверхностно упрочненной стали AISI 321 с числом циклов нагружения  $N = 10^8$  (а),  $3 \times 10^8$  (б),  $5 \times 10^8$  (в),  $8 \times 10^8$  (г) и  $10^9$  (д). Стрелками R обозначены кольцеобразные следы пластического деформирования, P – частично соединенные между собой разрушенные участки, L – протяженные локализованные выкрошенные участки

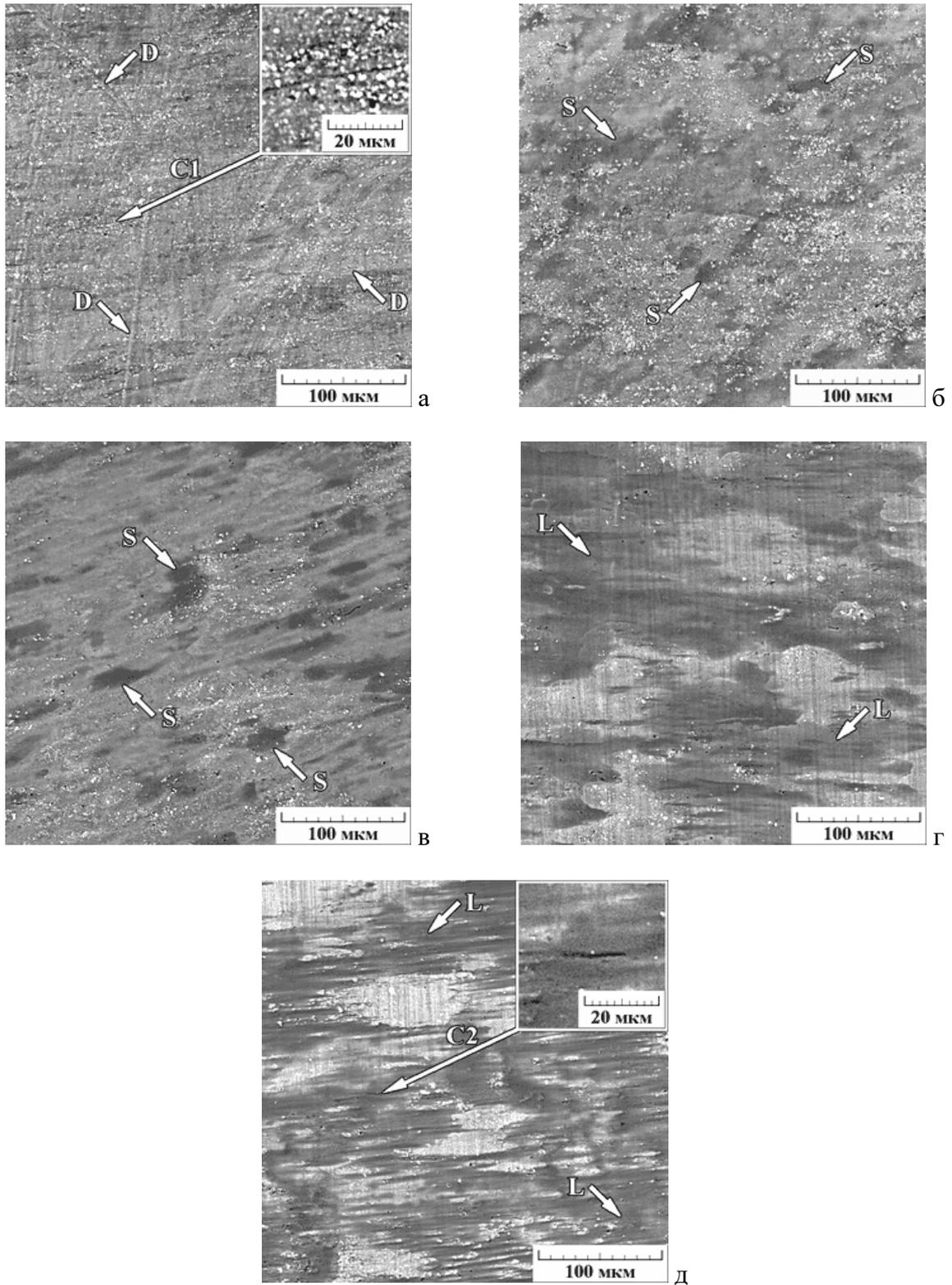


Рисунок 4.25 – Вид поверхности (СЭМ) в центральной зоне пятен контакта после контактно-усталостных испытаний поверхностно упрочненной стали AISI 321 с числом циклов нагружения  $N = 10^8$  (а),  $3 \times 10^8$  (б),  $5 \times 10^8$  (в),  $8 \times 10^8$  (г) и  $10^9$  (д). Стрелками C1, C2 обозначены трещины, D – следы деформационного воздействия, S – участки равномерного выкрашивания, L – протяженные локализованные выкрошенные участки

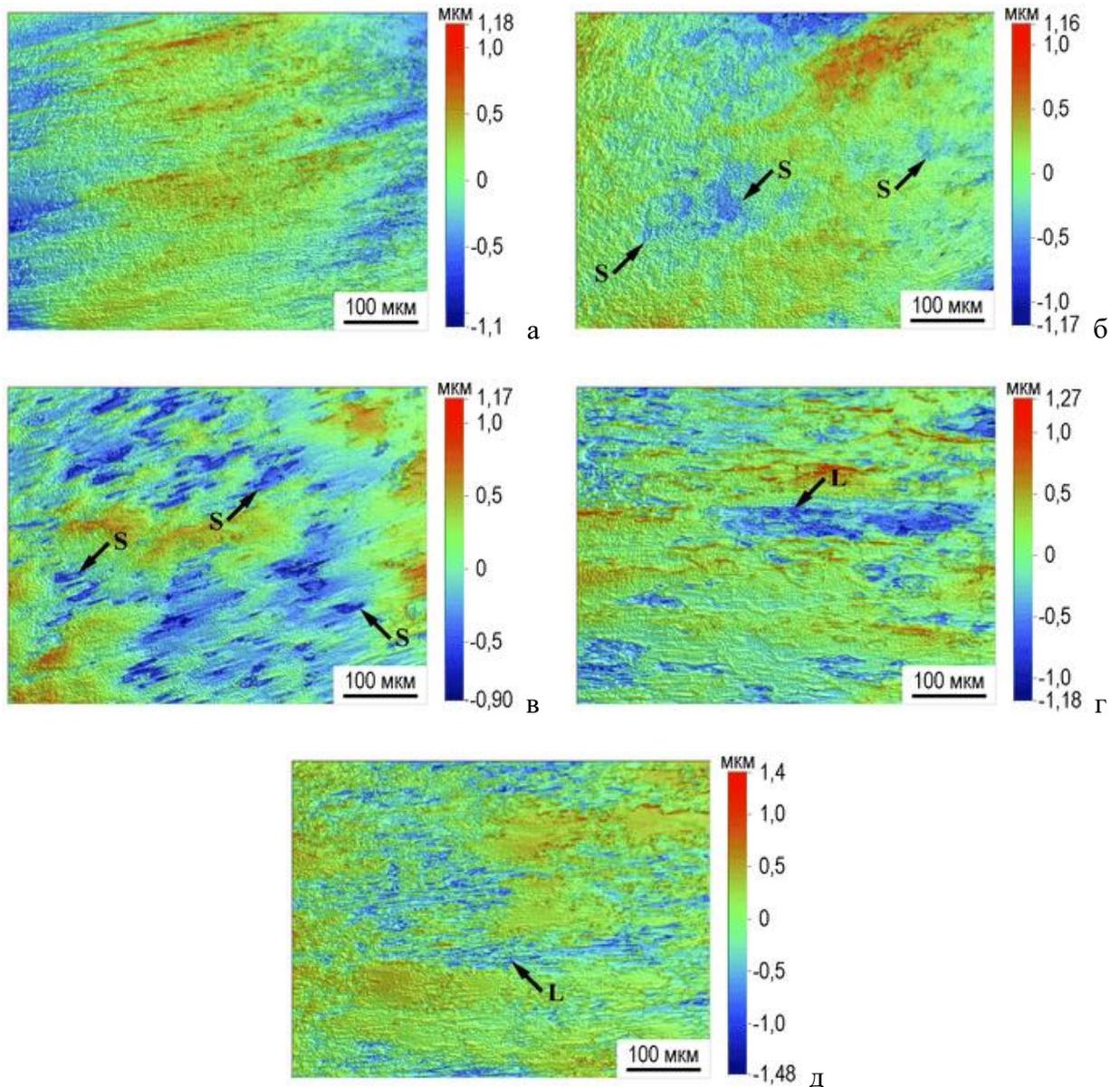


Рисунок 4.26 – Вид поверхности (оптическая профилометрия) в центральной зоне пятен контакта после контактно-усталостных испытаний поверхностно упрочненной стали AISI 321 с числом циклов нагружения  $N = 10^8$  (а),  $3 \times 10^8$  (б),  $5 \times 10^8$  (в),  $8 \times 10^8$  (г) и  $10^9$  (д). Стрелками S обозначены участки равномерного выкрашивания, L – протяженные локализованные выкрошенные участки

С увеличением числа циклов контактного нагружения до  $3 \times 10^8$  на поверхности стали появляются отдельные выкрошенные участки, а при числе циклов нагружения  $5 \times 10^8$  наблюдается равномерное выкрашивание поверхностного слоя стали (обозначены стрелками S на рисунках 4.25б, в; 4.26б, в), свидетельствующее о продолжающемся разрушении поверхностного слоя в результате механического воздействия индентора. При этом средняя микротвердость поверхности образца возрастает от 780 HV<sub>0,025</sub> (микротвердость поверхности стали перед нагружением) до 1010 HV<sub>0,025</sub> и достигает максимальных значений (см. рисунок 4.23). Нагружение до  $8 \times 10^8$ – $1 \times 10^9$  циклов приводит к появлению протяженных выкрошенных участков (обозначены стрелками L на рисунках 4.24г, д; 4.25г, д; 4.26г, д). На поверхности

нижележащих слоев вновь формируются трещины (обозначены стрелкой С2 на рисунке 4.25д). Однако, глубина контактных повреждений (1-2 мкм) при этом существенно меньше, чем глубина повреждений (около 20 мкм) после ударного контактно-усталостного нагружения неупрочненной стали AISI 321 (см. рисунок 4.8г). Кроме того, глубина контактных повреждений составляет менее 1% от общей глубины упрочнения (см. рисунок 4.20а). Следовательно, после  $10^9$  циклов контактного нагружения, разрушению подвергся не весь упрочненный слой, а только его тонкая поверхностная часть. Об этом также свидетельствует снижение микротвердости до 800 HV<sub>0,025</sub>, что практически соответствует микротвердости поверхности стали перед испытаниями (см. рисунок 4.23).

Таблица 4.6 – Объемная доля  $\alpha$ -фазы  $V_{\alpha}$ , интегральная ширина  $B$  рентгеновской линии  $(110)\alpha$  и величина остаточных напряжений в  $\alpha$ -фазе  $\sigma_{\alpha}$  для поверхностно упрочненной стали AISI 321 после контактно-усталостных испытаний с числом циклов нагружения  $N$

$N$	$V_{\alpha}$ , об. %	$B_{(110)\alpha}$ , мин	$\sigma_{\alpha}$ , МПа
0	100	63,0	-539
$10^8$	100	59,3	-238
$3 \times 10^8$	100	58,4	-390
$5 \times 10^8$	100	61,7	-401
$8 \times 10^8$	100	59,4	-332
$10^9$	100	61,9	-340

Рентгеноструктурное исследование поверхности стали AISI 321, подвергнутой фрикционной обработке (таблица 4.6; рисунок 4.27), показало, что в ходе контактно-усталостных испытаний, фазовый состав поверхностного слоя не изменяется и полностью состоит из мартенсита деформации. Интегральная ширина  $B$  линии  $(110)\alpha$  после контактно-усталостного нагружения незначительно снижается, однако в целом не зависит от числа циклов. Остаточные напряжения в упрочненном поверхностном слое имеют сжимающий характер и сохраняют его после контактно-усталостного нагружения (см. таблицу 4.6). Однако уровень остаточных напряжений после контактно-усталостного нагружения снижается, что, по-видимому, и является причиной наблюдаемого снижения величины  $B_{(110)\alpha}$ . Таким образом, результаты рентгеноструктурного исследования согласуются с результатами металлографического и дюрOMETрического анализа и свидетельствуют о незначительном разрушении поверхностно упрочненной стали AISI 321 при гигацикловом контактно-

усталостном нагружении, проводимом по схеме пульсирующего ударного контакта «плоскость-плоскость».

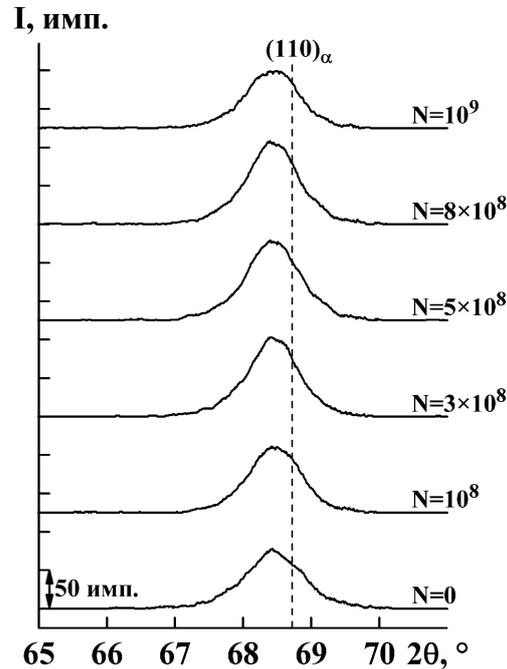


Рисунок 4.27 – Рентгеновские диффрактограммы поверхностно упрочненной стали AISI321 после контактно-усталостных испытаний с числом циклов нагружения  $N$

В зоне воздействия на образец края индентора (периферийная зона) при числе циклов нагружения  $10^8$  на поверхности стали виден слабо выраженный кольцеобразный (по форме индентора) след пластического деформирования (обозначен стрелками R на рисунках 4.24а; 4.28а; 4.29а). С увеличением числа циклов контактного нагружения вплоть до  $10^9$ , этот кольцеобразный след становится более выраженным (см. рисунки 4.24; 4.28; 4.29). При числе циклов нагружения  $1 \times 10^8$ – $5 \times 10^8$  в зоне воздействия периферийной части индентора также наблюдаются разрушенные участки, которые частично соединены между собой (обозначены стрелками Р на рисунках 4.24а-в; 4.28а-в; 4.29а-в). Микрорентгеноспектральный анализ, проведенный в пределах этих разрушенных участков, показал, что содержание элементов соответствует химическому составу стали, однако на спектре присутствует пик кислорода (рисунок 4.30). Это свидетельствует об окислении их поверхности. Однако площадь этих участков относительно небольшая, и они не образуют на поверхности такую кольцеобразную зону разрушения, как после ударного контактно-усталостного нагружения неупрочненной стали AISI 321 (см. рисунки 4.6в; 4.10в; 4.11в). Кроме того, дальнейшее нагружение до  $8 \times 10^8$ – $1 \times 10^9$  циклов не сопровождается появлением таких разрушенных участков (см. рисунки 4.24г, д; 4.28г, д; 4.29г, д). Поэтому можно предположить, что появление этих разрушенных участков

связано с дефектами упрочненного поверхностного слоя, в частности, скоплениями пор (см. рисунок 4.18а).

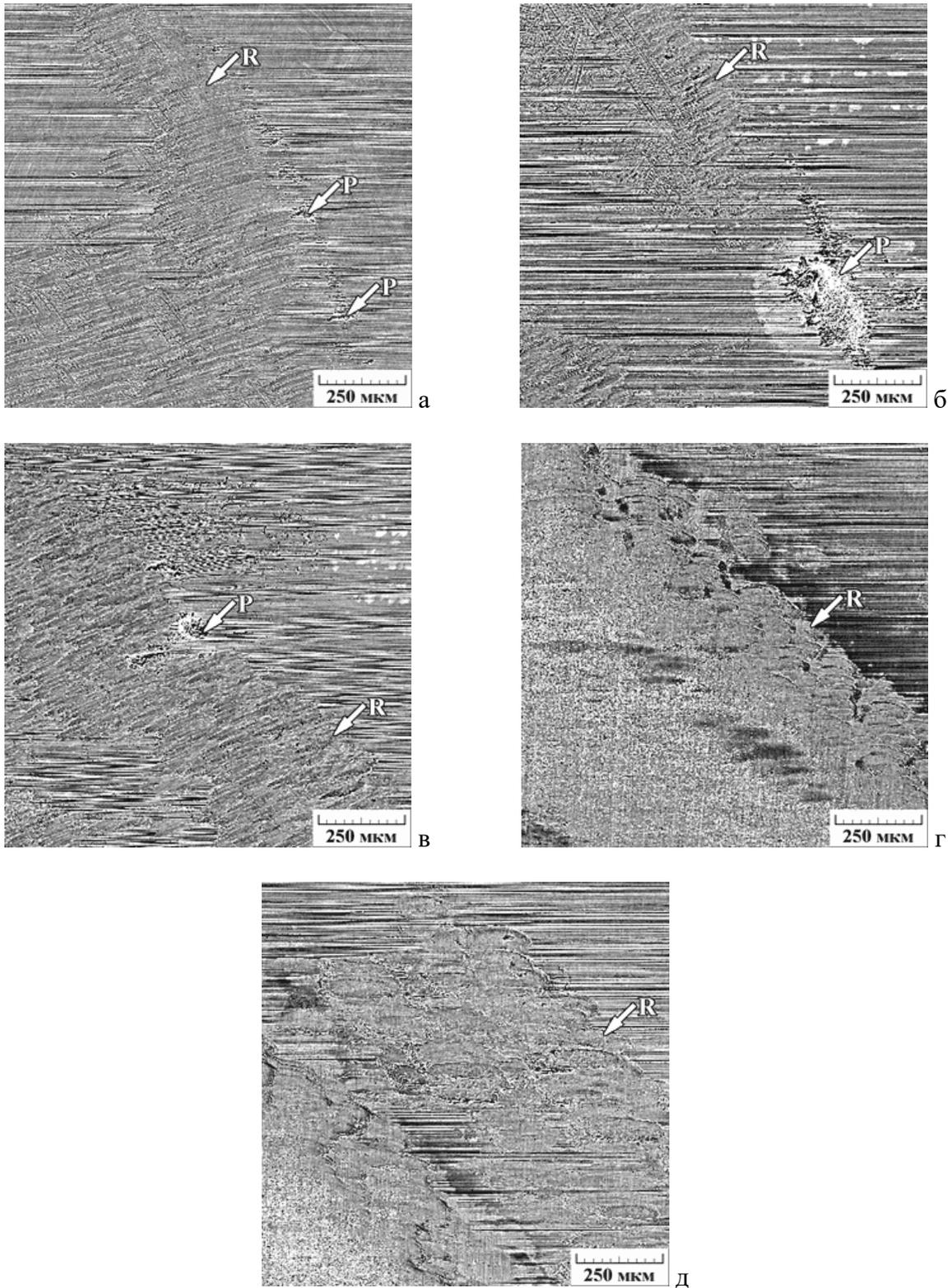


Рисунок 4.28 – Вид поверхности (СЭМ) в периферийной зоне пятен контакта после контактно-усталостных испытаний поверхностно упрочненной стали AISI 321 с числом циклов нагружения  $N = 10^8$  (а),  $3 \times 10^8$  (б),  $5 \times 10^8$  (в),  $8 \times 10^8$  (г) и  $10^9$  (д). Стрелками R обозначены кольцеобразные следы пластического деформирования, P – частично соединенные между собой разрушенные участки

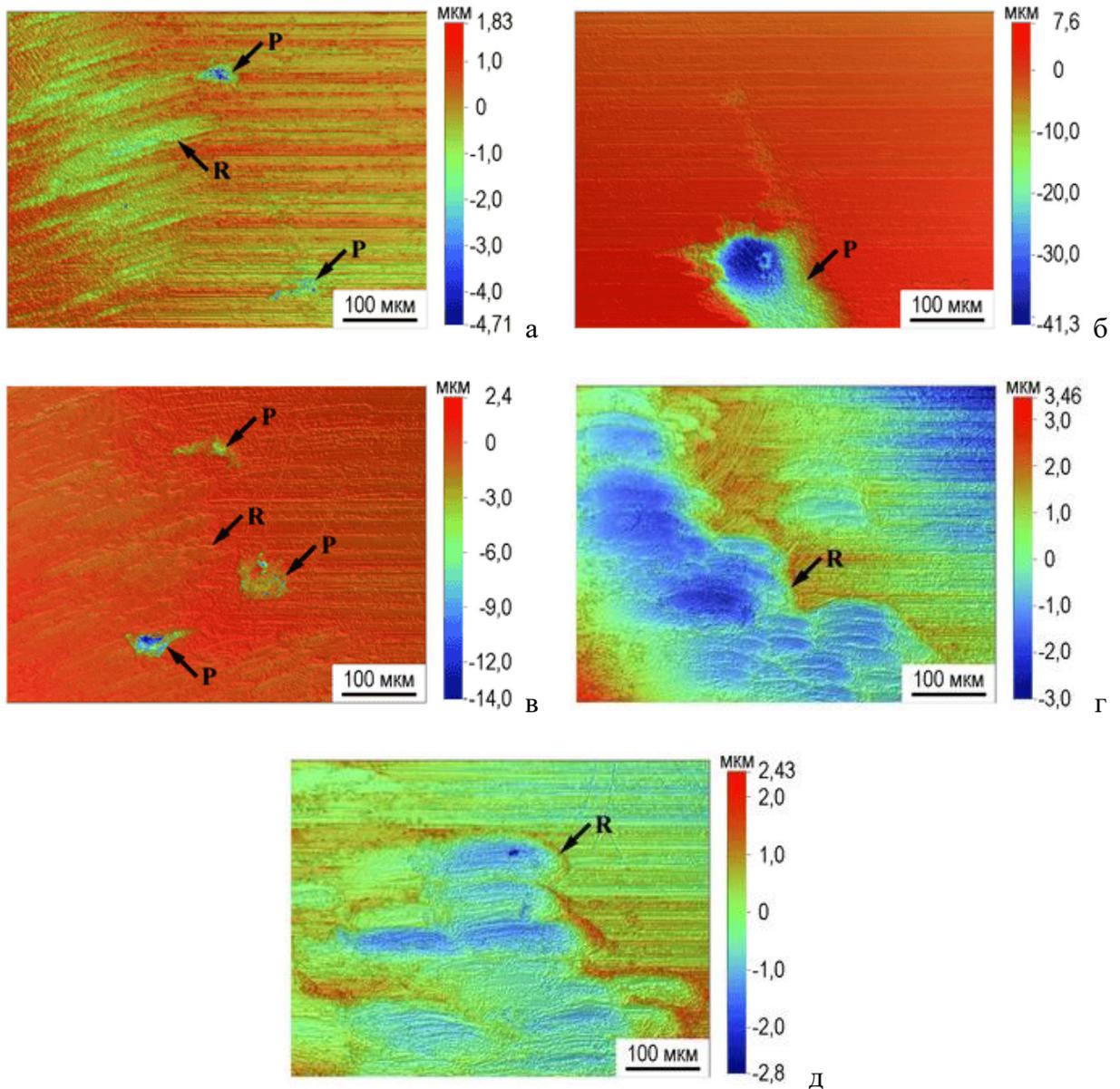


Рисунок 4.29 – Вид поверхности (оптическая профилометрия) в периферийной зоне пятен контакта после контактно-усталостных испытаний поверхностно упрочненной стали AISI 321 с числом циклов нагружения  $N = 10^8$  (а),  $3 \times 10^8$  (б),  $5 \times 10^8$  (в),  $8 \times 10^8$  (г) и  $10^9$  (д). Стрелками R обозначены кольцеобразные следы пластического деформирования, P – частично соединенные между собой разрушенные участки

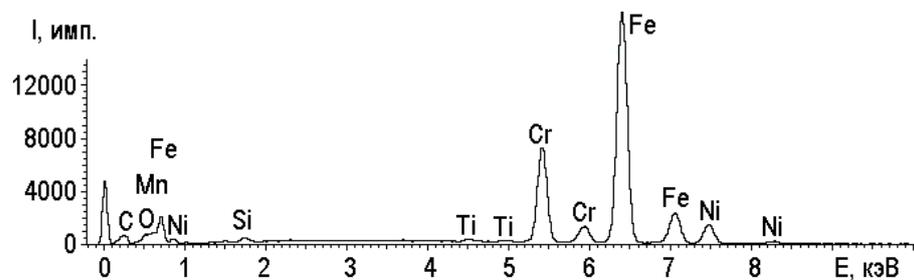


Рисунок 4.30 – Спектр элементов (ЭДС) внутри разрушенных участков в периферийной зоне пятен контакта после контактно-усталостных испытаний поверхностно упрочненной стали AISI 321

Раскрытию дефектов в зонах, соответствующих контакту с поверхностью образца края индентора, способствует концентрация напряжений в периферийной зоне пятен контакта. Количественная оценка напряжений, которые возникают при вдавливании жесткого цилиндрического штампа с плоской торцевой поверхностью в пластину из упругопластического материала, показала, что нормальные контактные напряжения на границе области контакта в 1,8 раза выше, чем в ее центре (см. рисунок 4.13). Таким образом, упрочненный поверхностный слой на поверхности стали AISI 321 препятствует появлению глубоких контактных повреждений, делая процесс разрушения более равномерным. Это существенно повышает стойкость поверхности стали к механическому воздействию при контактно-усталостном нагружении, проводимом по схеме пульсирующего ударного контакта «плоскость-плоскость». При этом количество дефектов упрочненного слоя (в частности, пор) должно быть минимальным.

Следует также отметить, что в работах [a28, a30] показана возможность оценки с помощью вихретокового метода усталостной деградации метастабильной аустенитной стали AISI 321 с различным структурным состоянием поверхности при гигацикловом контактно-усталостном нагружении по схеме пульсирующего ударного контакта «плоскость-плоскость». При этом для неупрочненной стали AISI 321 (аустенитно-мартенситная структура) наибольшее влияние на величину сигнала вихретокового преобразователя оказывает количественное соотношение аустенита (парамагнетик) и мартенсита деформации (ферромагнетик) в зоне контроля. Для поверхностно упрочненной стали AISI 321 (полностью мартенситная структура поверхностного слоя) наибольшее влияние на величину сигнала вихретокового преобразователя оказывает пластическая деформация и разрушение поверхности стали. С увеличением частоты возбуждения вихретокового преобразователя чувствительность вихретокового контроля усталостной деградации повышается, поскольку анализируется более тонкий поверхностный слой.

Таким образом, используя вихретоковый метод, можно контролировать процесс усталостной деградации при гигацикловой контактной усталости стали AISI 321. Для неупрочненной стали AISI 321 зависимости величины сигнала вихретокового преобразователя от числа циклов нагружения имеют нисходящую и восходящую ветви, граница между которыми составила  $10^8$  циклов. По восходящей ветви можно контролировать степень разрушения поверхностного слоя, учитывая в методике контроля неоднозначный характер зависимостей величины сигнала вихретокового преобразователя от числа циклов нагружения. Контроль может проводиться путем проведения вихретоковых измерений на частоте возбуждения вихретокового преобразователя  $f = 124$  кГц. Для поверхностно упрочненной стали AISI 321 зависимости величины сигнала вихретокового преобразователя от числа циклов

нагружения имеют немонотонный характер, однако можно контролировать развитие интенсивного разрушения поверхностного слоя стали, которое коррелирует с ростом величины сигнала вихретокового преобразователя. Контроль может проводиться путем проведения вихретоковых измерений на частотах возбуждения вихретокового преобразователя  $f = 96-124$  кГц.

#### 4.4 Структура и свойства стали AISI 321 с упрочненным поверхностным слоем, сформированным с помощью жидкостной цементации при пониженной температуре

##### 4.4.1 Микроструктура, фазовый состав и шероховатость поверхности стали AISI 321, подвергнутой жидкостной цементации при пониженной температуре

Термическая обработка перед цементацией позволила сформировать в стали AISI 321 аустенитную структуру, которая представляет собой аустенитные зерна ( $\gamma$ -фазу) полиэдрической формы с включениями карбида титана TiC (см. рисунок 4.14). Контроль фазового состава с помощью рентгеноструктурного анализа показал отсутствие  $\alpha$ -фазы в структуре закаленной стали (рисунок 4.31а). В результате электролитического полирования образцов была сформирована гладкая поверхность с характерными ямками травления и параметрами шероховатости  $Ra = 0.04$  мкм и  $Rz = 2.06$  мкм.

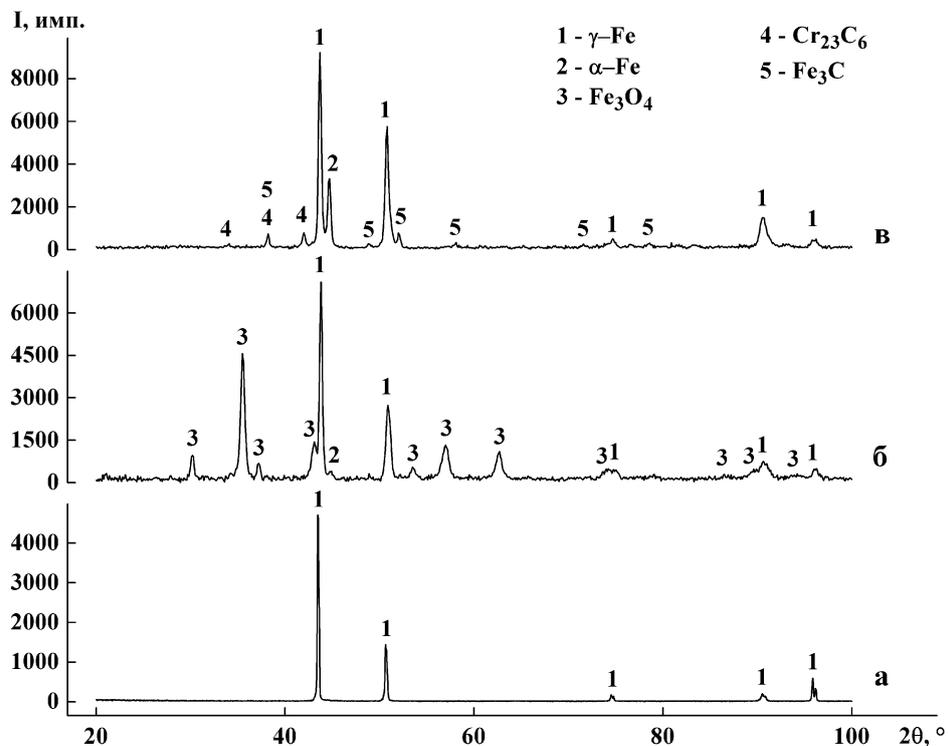


Рисунок 4.31 – Рентгеновские дифрактограммы поверхности стали AISI 321 перед цементацией (а), после цементации (б), после цементации и удаления окислов (в)

Рентгеноструктурный анализ стали AISI 321 после жидкостной цементации при температуре 780 °С показал, что в поверхностном слое стали наряду с  $\gamma$ -фазой присутствует  $\alpha$ -фаза и оксид железа  $Fe_3O_4$  (см. рисунок 4.31б). Высокая интенсивность пиков  $Fe_3O_4$  свидетельствует о формировании достаточно плотной оксидной пленки, которая может затруднять идентификацию фаз. На отдельных участках поверхности, толщина оксидной пленки может достигать 10-15 мкм (рисунок 4.32). Важно подчеркнуть, что оксид хрома  $Cr_2O_3$  не был обнаружен (см. рисунок 4.31б). Это связано с разрушением защитного оксидного слоя, которое наблюдается у хромоникелевых сталей при высоких температурах в коррозионных средах. В этом случае пассивация отсутствует [325]. Кроме того, карбюризатор, используемый в лабораторных условиях, не является оптимальным с точки зрения защиты от окисления. Для уменьшения толщины оксидного слоя следует использовать карбюризатор другого состава, что может быть легко реализовано в условиях промышленного производства.

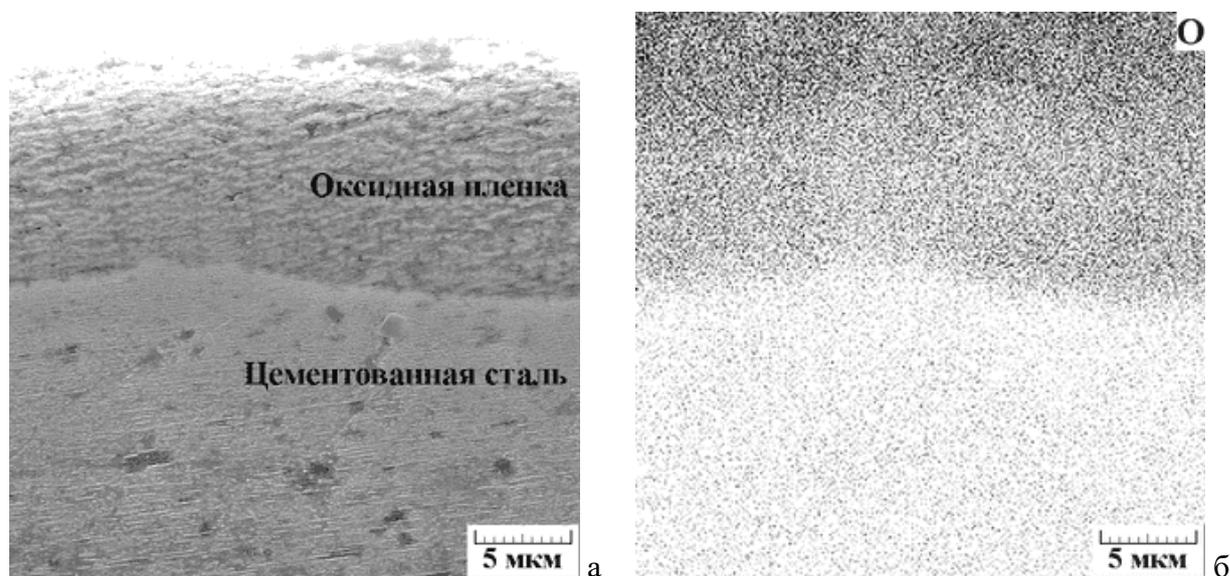


Рисунок 4.32 – Оксидная пленка на поверхности цементованной стали AISI 321. а – общий вид (СЭМ); б – карта распределения кислорода в поверхностном слое (ЭДС)

Кратковременное полирование в хлорно-уксусном электролите позволило практически полностью удалить оксидную пленку (рисунок 4.33) и более точно идентифицировать фазовый состав поверхностного слоя цементованной стали, в котором были дополнительно обнаружены карбид хрома  $Cr_{23}C_6$  и цементит  $Fe_3C$  (см. рисунок 4.31в). Кроме того, увеличилась интенсивность пика  $\alpha$ -фазы (см. рисунок 4.31в).

Удаление окисной пленки также позволило более детально исследовать поверхность цементованной стали AISI 321. Из рисунка 4.33а видно, что в зернах аустенита образовались полосы скольжения. Кроме того, расчет параметра решетки аустенита стали AISI 321 показал, что перед цементацией он составил  $a_0 = 3,606 \text{ \AA}$ , а после цементации  $a_\gamma = 3,588 \text{ \AA}$ , то есть

наблюдается его уменьшение. Это свидетельствует о том, что в материале прошла микропластическая деформация [326]. Известно, что в поверхностных слоях цементованной стали имеют место значительные внутренние напряжения, которые достигают 2000 МПа и более [295, 327]. Остаточные напряжения являются следствием термических напряжений, релаксация которых в аустенитных сталях может происходить путем пластической деформации в процессе охлаждения после цементации. Например, полосы скольжения и образование мартенсита деформации наблюдали в поверхностном слое стали AISI 304L после низкотемпературной цементации [297]. В поликристаллическом материале аустенитные зерна по-разному ориентированы по отношению к действующим напряжениям. Поэтому в одних зернах наблюдаются только одиночные полосы скольжения, тогда как в других зернах таких полос больше, поскольку активируется большее количество систем скольжения (см. рисунок 4.33а).

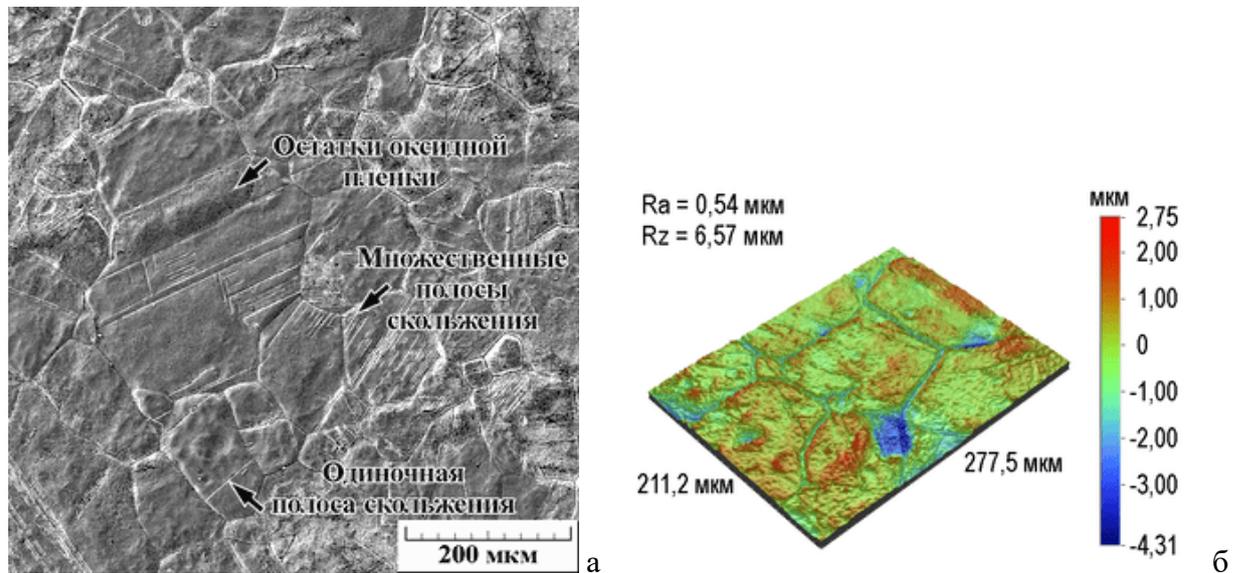


Рисунок 4.33 – Вид поверхности цементованной стали AISI 321 после удаления окислов. а – СЭМ; б – оптическая профилометрия

Очищенная от окислов поверхность цементованной стали AISI 321 характеризуется большей шероховатостью (см. рисунок 4.33б) по сравнению с электрополированной поверхностью. В частности, параметр Ra увеличился от 0,04 до 0,54 мкм, а параметр Rz от 2,06 до 6,57 мкм. Существует несколько факторов, которые могут влиять на шероховатость поверхности цементованных сталей, в частности, пластическая деформация. Однако окисление и последующее удаление оксидного слоя также увеличивает шероховатость поверхности. Это затрудняет оценку вклада каждого отдельного фактора.

Структура поверхностного слоя цементованной стали AISI 321 представлена на рисунке 4.34. Из рисунка 4.34а видно, что на глубине до 130-150 мкм находится сплошной слой с

неравномерной травимостью, а на глубине от 130-150 до 500-600 мкм неравномерной травимостью характеризуются преимущественно границы аустенитных зерен и прилегающие к ним участки структуры (см. рисунок 4.34а). Более подробное исследование микроструктуры слоя с неравномерной травимостью показало наличие частиц, выделившихся по границам аустенитных зерен, а также скоплений дисперсных частиц в непосредственной близости от границ зерен (см. рисунок 4.34б). В пределах зерен аустенита наблюдается образование большого количества кристаллов игольчатой формы (указаны стрелками А на рисунке 4.34в, г), очевидно, имеющих кристаллографическую связь с аустенитом, поскольку эти кристаллы имеют строго определенную направленность в пределах одного зерна и различную направленность в соседних зернах (см. рисунок 4.34б-г). Наряду с кристаллами игольчатой формы, в аустените можно наблюдать как чрезвычайно дисперсные (около 100 нм) частицы (указаны стрелками В на рисунке 4.34в, г), так и более крупные частицы, которые образуют строчечные скопления, характеризующиеся определенной направленностью (указаны стрелками С на рисунке 4.34в, г). В нижележащих слоях (на глубине более 130-150 мкм) можно видеть только выделение дисперсных частиц по границам аустенитных зерен, а структурные изменения в пределах зерен аустенита не наблюдаются (см. рисунок 4.34д).

Согласно результатам микрорентгеноспектрального анализа цементованной стали (таблица 4.7), частицы на границах аустенитных зерен (указаны стрелками 1, 4 на рисунке 4.34б, д) содержат повышенное количество углерода и хрома, что, с учетом данных рентгеноструктурного анализа (см. рисунок 4.31в), позволяет идентифицировать данные частицы как карбиды хрома  $Cr_{23}C_6$ . Однако из-за высокой дисперсности структуры микрорентгеноспектральный анализ не выявляет существенных различий химического состава между элементами структуры, расположенными в теле зерна (см. таблицу 4.7, участки 2 и 3, соответственно). Характер распределения углерода по глубине поверхностного слоя (см. рисунок 4.34е) свидетельствует о том, что на глубине до 90 мкм количество углерода находится на высоком уровне и в среднем составляет 4,0 мас. %. С увеличением глубины количество углерода постепенно снижается, и на глубине 150 мкм составляет 0,7 мас. %. На глубине более 150 мкм наблюдается неравномерное распределение углерода, при этом максимумы на зависимости содержания углерода от глубины соответствуют границам аустенитных зерен и прилегающих к ним участкам структуры (см. рисунок 4.34а). В частности, пик на глубине 220 мкм соответствует карбидам хрома, представленным на рисунке 4.34д.

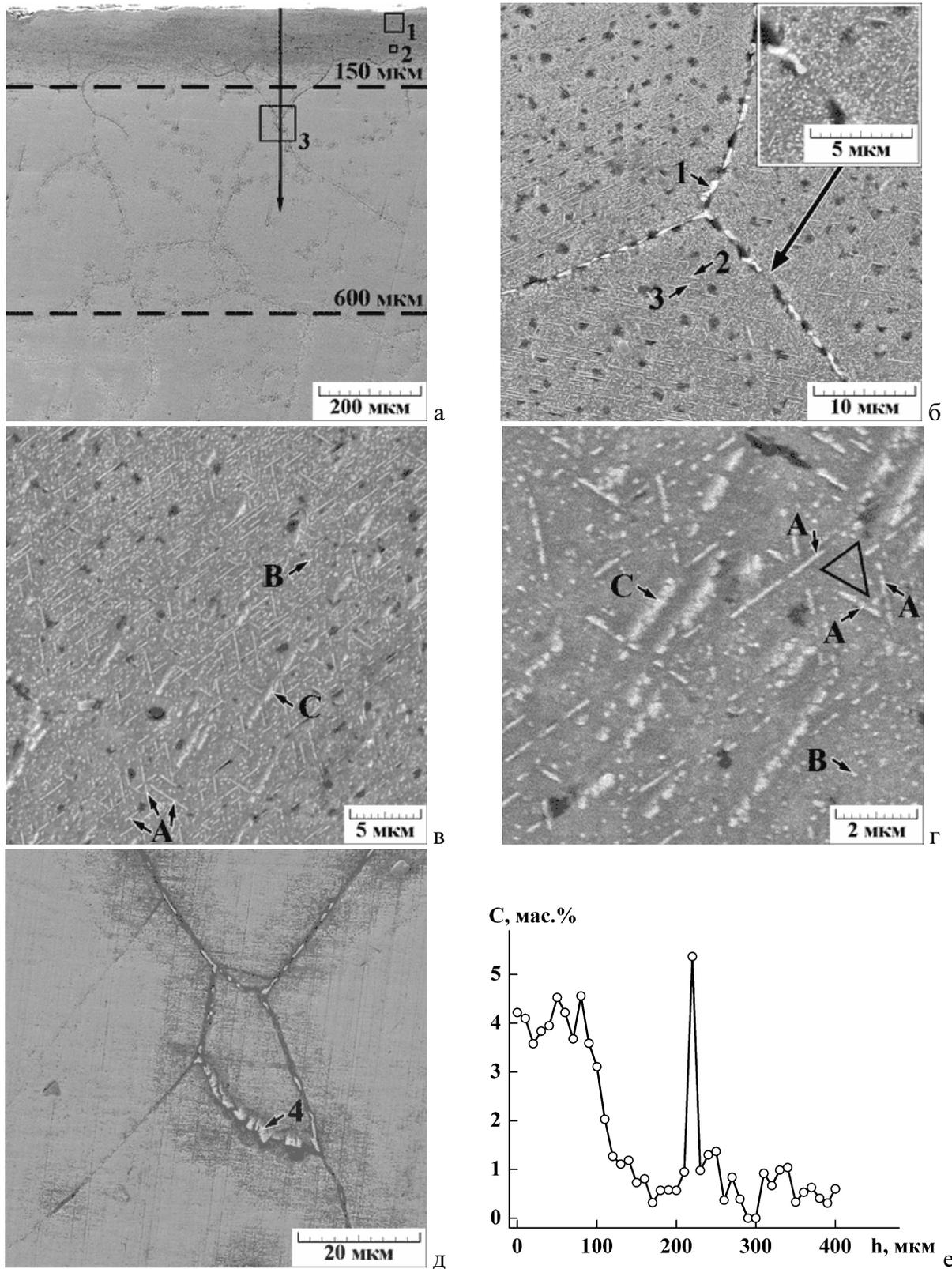


Рисунок 4.34 – Структура (СЭМ) поверхностного слоя стали AISI 321 после цементации. а – общий вид; б, в – участок, обозначенный рамкой 1 на рис. а; г – участок, обозначенный рамкой 2 на рис. а; д – участок, обозначенный рамкой 3 на рис. а; е – распределение углерода по глубине поверхностного слоя (энергодисперсионный микроанализ проводили вдоль линии сканирования, которая обозначена вертикальной стрелкой на рис. а). Стрелками 1-4 обозначены участки, на которых проводили энергодисперсионный микроанализ. Стрелками А, В, и С обозначены характерные участки микроструктуры

Таблица 4.7 – Результаты ЭДС анализа цементованной стали AISI 321 для участков, указанных на рисунке 4.34б, д

Участок	Содержание, мас. %						
	C	Ti	Cr	Mn	Fe	Ni	Si
1	7,20	0,44	29,04	1,20	55,22	6,35	0,56
2	3,33	0,30	18,48	1,06	68,30	7,94	0,59
3	3,49	–	20,33	1,07	66,38	8,14	0,60
4	8,47	0,58	24,69	1,23	57,66	6,56	0,44

С целью уточнения фазового состава и особенностей структуры цементованной стали AISI 321, был проведен анализ методом дифракции обратно-рассеянных электронов (рисунок 4.35). Из рисунка 4.35а видно, что частицы на границах аустенитных зерен (указаны стрелками 1, 4 на рисунке 4.34б, д) действительно представляют собой карбид хрома  $Cr_{23}C_6$ , а скопления дисперсных частиц в непосредственной близости от границ зерен (см. рисунок 4.34б) представляют собой преимущественно цементит. Выделение более крупных карбидов хрома  $Cr_{23}C_6$  по границам зерен (см. рисунки 4.34б, д; 4.35а) обусловлено более высокой скоростью диффузии и диффузионной подвижностью атомов. Содержание углерода в карбиде хрома  $Cr_{23}C_6$  несколько меньше, чем в цементите  $Fe_3C$ , и составляет, соответственно, 5,68 и 6,67 мас. %. Поэтому в условиях достаточной диффузионной подвижности атомов хрома, частицы более бедного по углероду карбида хрома  $Cr_{23}C_6$  крупнее. Следует также отметить, что морфология зернограницных карбидов хрома  $Cr_{23}C_6$  существенно отличается (см. рисунок 4.34б, д). Это обусловлено тем, что морфология карбидов тесно связана с разориентацией границ зерен. На границе, где плотность точек совпадения между двумя соседними зернами высокая (специальные границы), наблюдаются преимущественно пластинчатые карбиды. По мере увеличения разориентации между двумя соседними зернами, будут преобладать карбиды преимущественно треугольной формы [328].

Анализ методом дифракции обратно-рассеянных электронов также показал, что наряду с зернограницными карбидами, в структуре стали присутствуют дисперсные частицы карбида хрома  $Cr_{23}C_6$  и цементита  $Fe_3C$ , распределенные в теле зерна. Количество цементита заметно больше, его частицы крупнее и они могут образовывать скопления (см. рисунок 4.35а). Следовательно, наблюдаемые дисперсные частицы (указаны стрелками В на рисунке 4.34в, г) являются частицами карбида хрома  $Cr_{23}C_6$ , а более крупные частицы, которые образуют строчечные скопления (указаны стрелками С на рисунке 4.34в, г), представляют собой цементит.

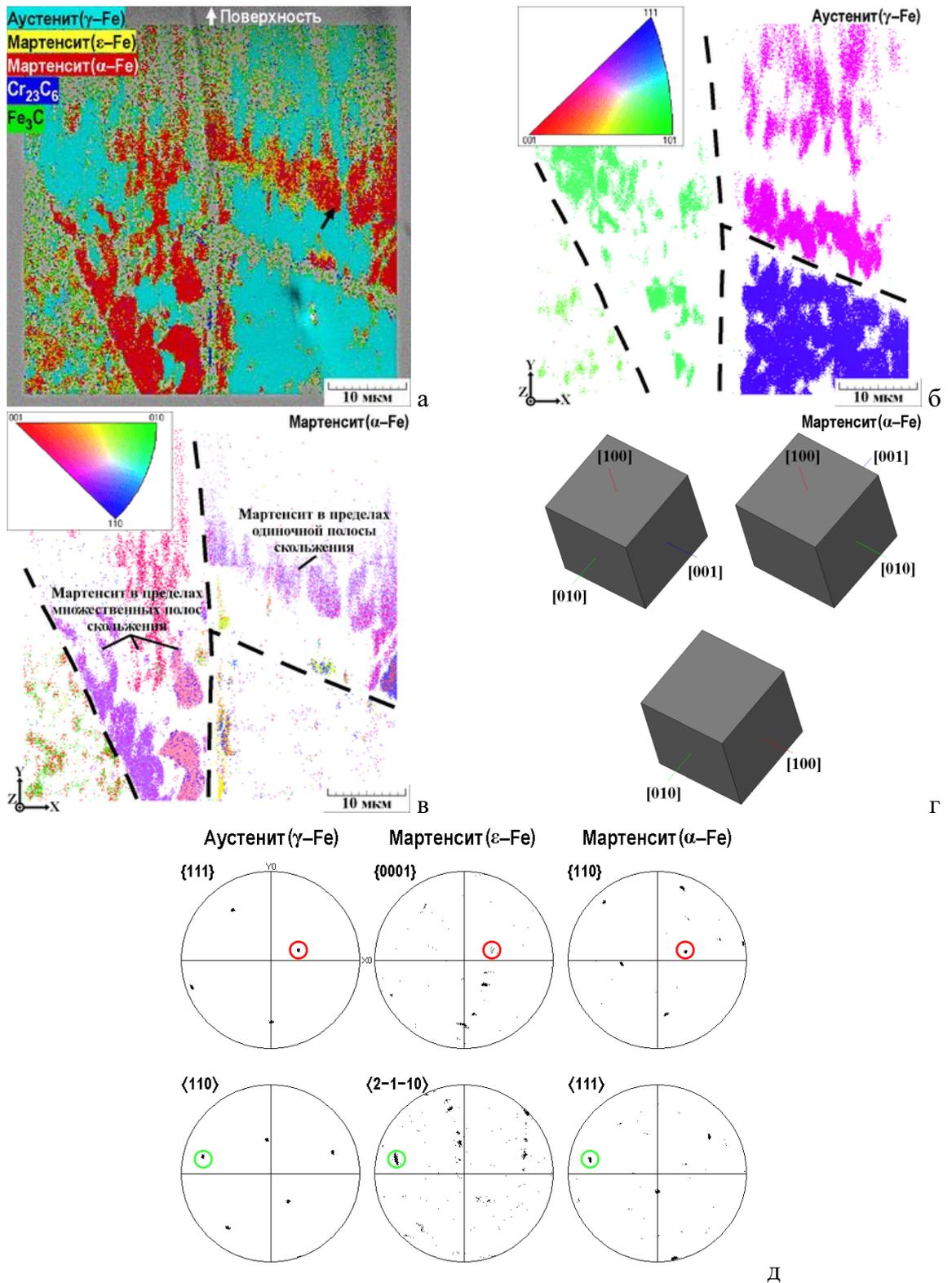


Рисунок 4.35 – Фазовый состав (ДОРЭ) поверхностного слоя стали AISI 321 после цементации: а – карта фаз; б, в – карты ориентировок (в направлении Z), соответственно, аустенита и  $\alpha$ -мартенсита; г – преобладающие ориентировки кристаллов мартенсита в пределах одиночной полосы скольжения; д – локальные прямые полюсные фигуры фаз в пределах одиночной полосы скольжения. Стрелкой на рис. а указана одиночная полоса скольжения, на которой проводили анализ ориентировок. Штриховой линией на рис. б, в обозначены границы аустенитных зерен. Красными и зелеными окружностями на рис. д обозначены, соответственно, параллельные плоскости и направления

В теле зерна диффузия атомов замещения затруднена, и ее еще более затрудняет насыщение аустенита атомами углерода. В данных условиях цементит образуется легче, чем карбид хрома  $Cr_{23}C_6$ . Отметим, что карбиды образуются либо по границам зерен, либо соседствуют с участками локализованной пластической деформации (см. рисунок 4.35а). Это обусловлено тем, что дефекты кристаллического строения являются предпочтительными местами зарождения, поэтому прошедшая пластическая деформация, в результате которой образуется большое количество дефектов, облегчает образование карбидов [296]. Наблюдаемая направленность строчечных скоплений карбидов (указаны стрелками С на рисунке 4.34в, г) также может быть связана с пластической деформацией, которая развивается в строго определенных кристаллографических плоскостях. Однако этот вопрос требует дальнейшего изучения.

Таким образом, высокое (около 4,0 мас. %) содержание углерода в поверхностном слое глубиной до 90 мкм (см. рисунок 4.34е) обусловлено не только насыщением аустенита углеродом, но и присутствием большого количества дисперсных карбидов, распределенных в теле зерна (см. рисунки 4.34в, г; 4.35а). Для определения содержания углерода ( $X_C$ ) в аустените часто используют зависимости вида  $a_\gamma = a_0 + kX_C$ . Однако, как было отмечено выше, в поверхностном слое цементованной стали AISI 321 прошла пластическая деформация, а также выделение карбидов, и параметр решетки уменьшился под влиянием этих факторов. Следовательно, в данном случае использование подобной зависимости является некорректным. С этой целью был проведен анализ образца цементованной стали AISI 321 методом оптической эмиссионной спектроскопии. Отметим, что глубина анализируемого слоя не превышает 100 мкм. Анализ показал, что среднее содержание углерода в цементованной стали составляет 0,46 мас. %. Это количество можно принять за верхний предел содержания углерода в аустените.

В структуре цементованной стали AISI 321 также присутствует  $\alpha$ -мартенсит, объемная доля которого составила  $V_\alpha = 20$  об. % по данным рентгеноструктурного анализа (см. рисунок 4.31в). Из рисунка 4.35 видно, что мартенсит неравномерно распределен в поверхностном слое стали и его количество в соседних зернах сильно отличается. Как было отмечено выше, соседние зерна аустенита деформируются по-разному (см. рисунок 4.33а) из-за их различной ориентации по отношению к действующим напряжениям, что согласуется с данными анализа методом дифракции обратно-рассеянных электронов (см. рисунок 4.35б). Следовательно, количество образовавшегося мартенсита также должно отличаться, и это подтверждается экспериментально (см. рисунок 4.35а). Это свидетельствует о том, что мартенсит, образовавшийся в цементованной стали AISI 321, имеет деформационное происхождение. В свою очередь, пластическая деформация происходит в процессе охлаждения после цементации. Согласно классическим представлениям, мартенсит деформации преимущественно образуется в

местах пересечения полос скольжения (теория двойного сдвига) [329, 330]. Однако из рисунка 4.35 следует, что образование мартенсита происходит в пределах отдельных (непересекающихся) полос скольжения. Современные исследования, в том числе проведенные на аустенитных хромоникелевых сталях, показали, что ключевым фактором, определяющим особенности образования мартенсита, является энергия дефекта упаковки стали. Пересечение полос скольжения является необходимым условием для образования мартенсита деформации только для сталей с высокой энергией дефекта упаковки [331–333]. В сталях с низкой энергией дефекта упаковки (к которым относится сталь AISI 321) образование мартенсита деформации происходит следующим образом. В ГЦК решетке скольжение идет в плоскостях типа  $\{111\}_\gamma$ , и в этих же плоскостях образуются дефекты упаковки [334] (рисунок 4.36). Следовательно, деформация сопровождается образованием дефектов упаковки в полосах скольжения (фактически, отдельная полоса скольжения вносит первый сдвиг). Увеличение плотности дефектов упаковки приводит к образованию промежуточной  $\epsilon$ -фазы, которая, в свою очередь, является зародышем  $\alpha'$ -мартенсита. В этом случае действующие сдвиговые напряжения обеспечивают достаточную механическую движущую силу для протекания  $\epsilon \rightarrow \alpha'$  мартенситного превращения [332]. Схема  $\gamma \rightarrow \epsilon$  и  $\epsilon \rightarrow \alpha'$  превращений [335] представлена на рисунке 4.37.

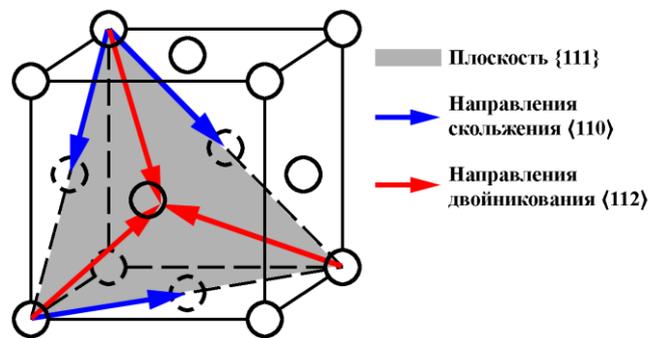


Рисунок 4.36 – Пример систем скольжения и двойникования в ГЦК решетке

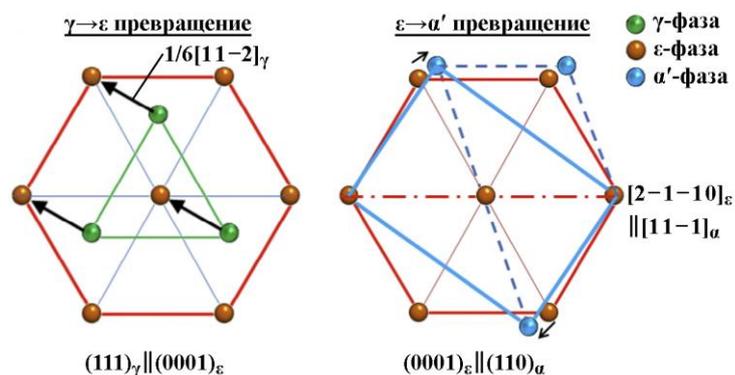


Рисунок 4.37 – Схема  $\gamma \rightarrow \epsilon$  и  $\epsilon \rightarrow \alpha'$  превращений [335]

Анализ методом дифракции обратно-рассеянных электронов подтверждает наличие  $\epsilon$ -фазы в структуре стали, которая непосредственно соседствует с участками  $\alpha$ -мартенсита (см. рисунок 4.35а). Методом рентгеноструктурного анализа  $\epsilon$ -фаза не была обнаружена (см. рисунок 4.31), что обусловлено ее малым остаточным содержанием, а также тем фактом, что на поверхности образца, где проводили рентгеноструктурный анализ, термические напряжения максимальны, и  $\epsilon$ -фаза могла полностью трансформироваться в  $\alpha'$ -фазу. Полносные фигуры, представленные на рисунке 4.35д, свидетельствуют о том, что между решетками аустенита,  $\epsilon$ -фазы и  $\alpha$ -мартенсита существует определенное ориентационное соотношение, а именно,  $\{111\}\gamma\parallel\{0001\}\epsilon$ ,  $\{0001\}\epsilon\parallel\{110\}\alpha$  и  $\langle 2-1-10\rangle\epsilon\parallel\langle 111\rangle\alpha$ . Данное ориентационное соотношение характерно для деформационного мартенситного превращения с образованием промежуточной  $\epsilon$ -фазы [335]. Отметим, что ориентационное соотношение Курдюмова-Закса также выполняется (см. рисунок 4.35д). Таким образом, можно утверждать, что мартенсит в стали AISI 321 после жидкостной цементации имеет деформационное происхождение, и мартенситное превращение развивается по схеме  $\gamma\rightarrow\epsilon\rightarrow\alpha'$  (двухстадийное превращение). Следует также отметить, что такой характер мартенситного превращения наблюдается для сталей с содержанием никеля не менее 10 мас. % и, следовательно, большей, чем у стали AISI 321, энергией дефекта упаковки [332]. Однако насыщение аустенита углеродом в процессе цементации должно привести к некоторому повышению энергии дефекта упаковки стали AISI 321, что компенсирует недостаток никеля. Известно, что углерод оказывает достаточно сильное влияние на величину энергии дефекта упаковки в аустенитных сталях и способствует ее повышению [336, 337].

Из данных анализа методом дифракции обратно-рассеянных электронов также видны особенности строения мартенсита, образовавшегося в поверхностном слое цементованной стали AISI 321 (см. рисунок 4.35в). В частности, в пределах одной полосы скольжения наблюдаются три различные ориентировки мартенситных кристаллов с углами разориентировки около  $90^\circ$  (см. рисунок 4.35г). Из рисунка 4.34г также следует, что кристаллы мартенсита (указаны стрелками А на рисунке 4.34г) имеют три различные ориентировки и как бы образуют треугольник. Это свидетельствует о том, что деформация идет сразу в трех системах (см. рисунок 4.36). Следует также подчеркнуть, что отдельные участки мартенсита, наблюдаемые как вблизи границ аустенитных зерен, так и в теле зерна (см. рисунок 4.35в), не связаны с полосами скольжения. Наличие полос скольжения свидетельствует о прошедшей в стали сильной деформации, и соседние участки аустенита также деформированы, хотя и в меньшей степени. В некоторых случаях накопленная деформация может оказаться достаточной для инициирования мартенситного превращения в таких участках.

#### 4.4.2 Микротвердость и микромеханические характеристики стали AISI 321, подвергнутой жидкостной цементации при пониженной температуре

Жидкостная цементация повышает микротвердость поверхности стали AISI 321 более чем в четыре раза, а именно от  $200 \pm 7$  до  $890 \pm 110$  HV<sub>0,025</sub> (рисунок 4.38). Это сопоставимо с твердостью стали после интенсивной поверхностной пластической деформации, когда содержание мартенсита в поверхностном слое близко к 100% (см. рисунок 4.20а и [338]). Как было отмечено выше, среднее содержание мартенсита в поверхностном слое стали после цементации составляет около 20 об. %. Поэтому повышенная микротвердость цементованной стали AISI 321 обусловлена следующими факторами: а) твердорастворным упрочнением вследствие насыщения аустенита углеродом, б) образованием мартенсита деформации (см. рисунки 4.34б-г; 4.35а, в), в) повышением плотности дефектов структуры, которое сопровождает пластическую деформацию, и г) дисперсионным упрочнением в результате выделения карбида хрома  $Cr_{23}C_6$  и цементита  $Fe_3C$  внутри аустенитных зерен (см. рисунки 4.34в, г; 4.35а). Поверхностный слой цементованной стали характеризуется сильным отрицательным градиентом твердости в слое глубиной до 150 мкм, при этом общая глубина упрочнения составила около 500 мкм (см. рисунок 4.38). Уменьшение микротвердости стали с увеличением глубины обусловлено постепенным уменьшением количества карбидной фазы,  $\alpha'$ -мартенсита и содержания углерода в аустените (см. рисунок 4.34в, г, е).

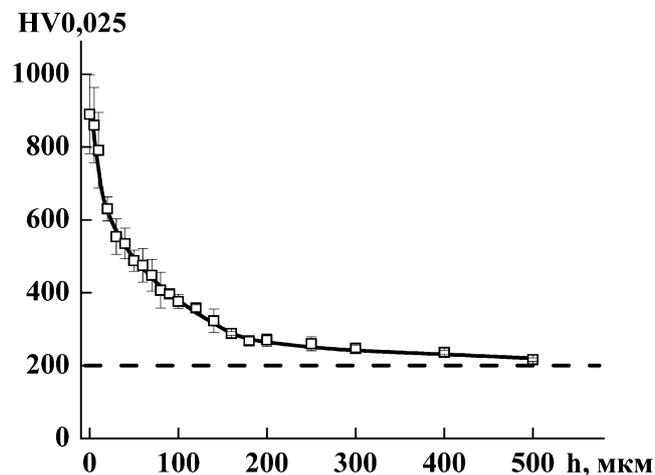


Рисунок 4.38 – Распределение микротвердости HV<sub>0,025</sub> в поверхностном слое цементованной стали AISI 321. Штриховой линией обозначена микротвердость стали перед цементацией

На рисунке 4.39 представлены данные микроиндентирования стали AISI 321 до и после цементации. Видно, что при всех использованных максимальных нагрузках вдавливания, цементация стали приводит к уменьшению значений  $h_{\max}$ ,  $h_p$ ,  $W_t$  и росту значений  $H_M$ ,  $H_{IT}$ ,  $W_e$ , обусловленному упрочнением материала. Аналогичное изменение характеристик  $h_{\max}$ ,  $h_p$ ,  $W_t$ ,

НМ,  $H_{IT}$  и  $W_e$  наблюдается после фрикционной обработки стали AISI 321 (см. таблицу 4.4), а также углеродистых сталей У10 (см. таблицу 1.5) и 50 (см. таблицу 3.3). Контактный модуль упругости  $E^*$  после цементации повышается, и причиной этого является насыщение аустенита углеродом и рост плотности дефектов структуры, который сопровождает пластическую деформацию. Структурным механизмом повышения модуля упругости является формирование структуры с ограниченной подвижностью дислокаций [202], а также увеличение силы межатомных связей [249, 339]. Из рисунка 4.39в-д видно, что с ростом максимальной нагрузки вдавливания, характеристики НМ,  $H_{IT}$  и  $E^*$  уменьшаются для цементованной стали AISI 321, тогда как для аустенитизированной стали они стабильны. Как было отмечено выше, упрочненный слой является градиентным, что и обуславливает наблюдаемое изменение характеристик НМ,  $H_{IT}$  и  $E^*$ . Отметим, что с ростом максимальной нагрузки вдавливания, характеристики  $h_{max}$ ,  $h_p$ ,  $W_t$  и  $W_e$  также увеличиваются (см. рисунок 4.39а, б, е, ж), поскольку они прямо пропорциональны нагрузке вдавливания.

Повышенные значения параметров  $R_e$ ,  $H_{IT}/E^*$  и  $H_{IT}^3/E^{*2}$  для цементованной стали AISI 321 (см. рисунок 4.39з-к) свидетельствуют о том, что жидкостная цементация при температуре 780 °С повышает сопротивление стали упругопластическому деформированию [18, 20, 21, 23] и может способствовать повышению ее износостойкости и контактной выносливости [288–291]. В частности, увеличение параметров  $R_e$ ,  $H_{IT}/E^*$  и  $H_{IT}^3/E^{*2}$  в результате фрикционной обработки привело к росту контактной выносливости стали AISI 321 (см. рисунок 4.26), а также стали У10 (см. рисунок 1.23). Из рисунка 4.39з видно, что с ростом максимальной нагрузки вдавливания, параметр  $R_e$  увеличивается для аустенитизированной стали AISI 321. Это может быть обусловлено образованием мартенсита деформации при индентировании, и количество мартенсита выше при более высоких нагрузках. Рост максимальной нагрузки вдавливания приводит к уменьшению параметров  $H_{IT}/E^*$  и  $H_{IT}^3/E^{*2}$  для цементованной стали AISI 321 (см. рисунок 4.39и, к). Это обусловлено наблюдаемым уменьшением характеристик  $H_{IT}$  и  $E^*$  (см. рисунок 4.39г, д). Пониженные значения параметра  $\delta_A$  для цементованной стали (см. рисунок 4.39л) свидетельствуют о снижении пластичности и являются результатом поверхностного упрочнения. Таким образом, упрочненный слой является градиентным и характеризуется повышенным сопротивлением упругопластическому деформированию, что важно для повышения контактной выносливости и износостойкости стали.

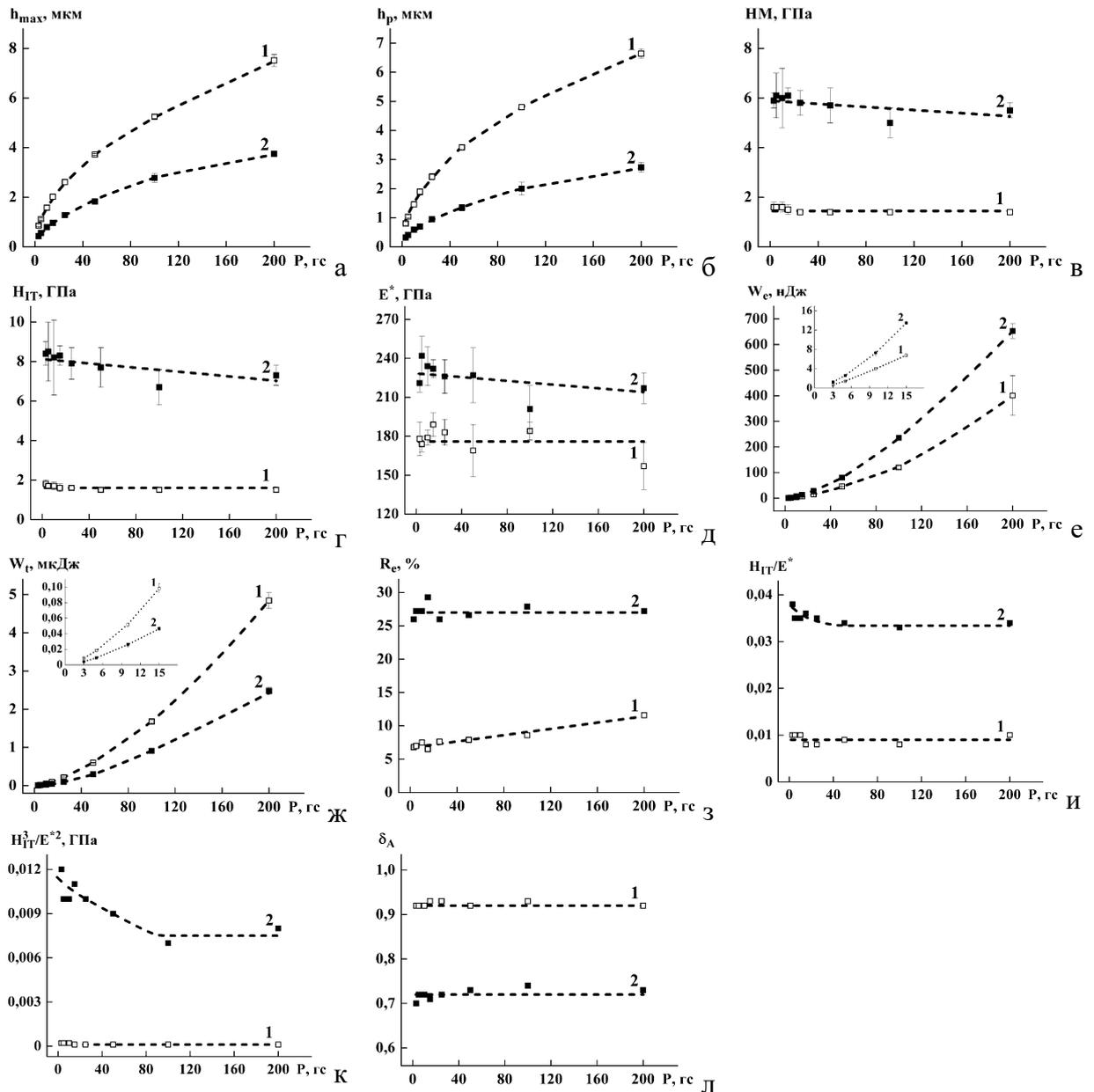


Рисунок 4.39 – Зависимость максимальной и остаточной глубины вдавливания индентора  $h_{\max}$  (а) и  $h_p$  (б), твердости по Мартенсу  $H_M$  (в), твердости вдавливания при максимальной нагрузке  $H_T$  (г), контактного модуля упругости  $E^*$  (д), работы обратной упругой деформации вдавливания  $W_e$  (е), общей механической работы вдавливания  $W_t$  (ж), упругого восстановления  $R_e$  (з), отношения  $H_T/E^*$  (и), степенного отношения  $H_T^3/E^{*2}$  (к) и показателя пластичности  $\delta_A$  (л) от максимальной нагрузки  $P$  для стали AISI 321 перед цементацией (1) и после жидкостной цементации (2)

#### 4.4.3 Коррозионная стойкость стали AISI 321, подвергнутой жидкостной цементации при пониженной температуре

Результаты испытаний на общую коррозию представлены на рисунках 4.40–4.42. Видно, что скорость коррозии цементованной стали даже ниже, чем у стали в аустенитном состоянии (см. рисунок 4.40), и что наблюдается довольно равномерная общая коррозия цементованной стали без существенной локализованной коррозии (см. рисунок 4.41б). Внешний вид образца аустенитизированной стали AISI 321 также указывает на достаточно интенсивную коррозию

(см. рисунок 4.41а). Средняя скорость коррозии на стабильном участке составляет, соответственно, 0,32 и 0,40 г/м<sup>2</sup>ч, несмотря на выделение зернограничных карбидов хрома Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> (см. рисунки 4.34б, д; 4.35а) и образование мартенсита (см. рисунки 4.34в, г; 4.35). Это обусловлено тем, что атомы внедрения, в частности, углерод, стабилизируют электронное строение железа, тем самым повышая его коррозионную стойкость. При этом образуемые этими элементами оксианионы, такие как HCO<sub>3</sub><sup>-</sup> и CO<sub>3</sub><sup>2-</sup>, являются эффективными ингибиторами и подавляют анодную коррозию [340]. Более того, недавние исследования показали, что активное растворение α-мартенсита подавляется присутствием растворенного углерода. В частности, электронная плотность состояний (DOS) атомов железа вблизи и на уровне Ферми уменьшалась с увеличением концентрации растворенного углерода. Это свидетельствует о том, что растворенный углерод повышает электрохимическую стабильность тетрагонального мартенсита. Таким образом, взаимодействие между атомами железа и углерода обеспечивает высокую стабильность электронного строения мартенсита, и это способствует подавлению его активного растворения [341].

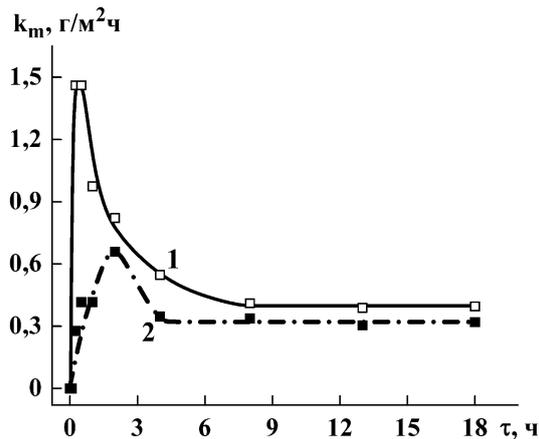


Рисунок 4.40 – Скорость общей коррозии стали AISI 321 перед цементацией (1) и после жидкостной цементации (2)

Исследование поперечного сечения убедительно показывает, что цементованный слой сохранился после коррозионных испытаний (см. рисунок 4.42а). Отметим, что поперечное сечение было дополнительно потравлено, чтобы выявить цементованный слой. Видно, что толщина цементованного слоя существенно не изменилась. Это согласуется с полученными данными о скорости коррозии, которые показывают, что толщина цементованного слоя за время испытаний уменьшилась примерно на 1 мкм. Микротвердость цементованной стали AISI 321 после коррозионных испытаний снизилась с 890 до 410 HV<sub>0,025</sub> (см. рисунки 4.38; 4.42б). Как было отмечено выше, поверхностный слой цементованной стали характеризуется сильным отрицательным градиентом твердости (см. рисунок 4.38). Поэтому даже небольшое

уменьшение его толщины должно сопровождаться снижением микротвердости. Однако из рисунка 4.38 следует, что уменьшение толщины цементованного слоя на 1 мкм не должно приводить к такому значительному снижению микротвердости поверхности. Причиной является действие коррозионной среды, которая разрыхляет поверхности стали, тем самым еще больше снижая ее твердость. На глубине несколько микрометров твердость намного выше (см. рисунок 4.42а), а на больших глубинах она уменьшается примерно так же, как и до коррозионных испытаний (см. рисунки 4.38; 4.42б).

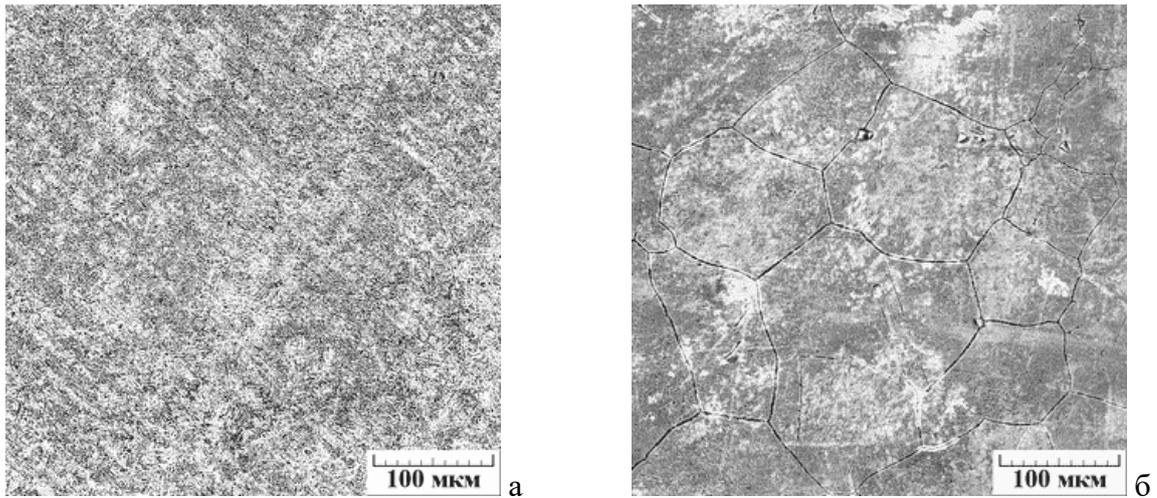


Рисунок 4.41 – Вид поверхности (СЭМ) аустенитизированной (а) и цементованной (б) стали AISI 321 после испытаний на общую коррозию в течение 18 ч

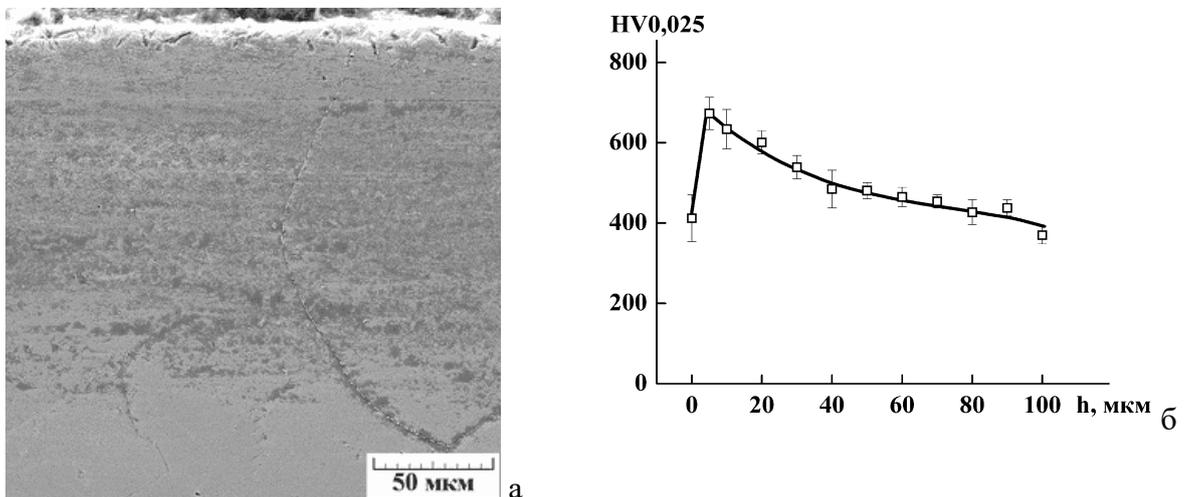


Рисунок 4.42 – Микроструктура (СЭМ) в поперечном сечении (а) и распределение микротвердости HV0,025 в поверхностном слое (б) цементованной стали AISI 321 после испытаний на общую коррозию в течение 18 ч

Результаты электрохимических коррозионных испытаний приведены на рисунке 4.43 и в таблице 4.8. Видно, что потенциал питтингообразования  $E_{pit}$  у цементованной стали ниже, чем у стали в аустенитном состоянии. Это обусловлено образованием гетерофазной структуры в цементованном слое, в частности, выделением карбидов (см. рисунки 4.31, 4.34, 4.35). С одной

стороны, карбид хрома  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  и цементит обладают высокой коррозионной стойкостью [342, 343], которая превосходит коррозионную стойкость аустенитной стали AISI 321. В частности, сообщается об образовании высоко коррозионностойкой пленки на цементитной фазе [343]. Наряду с влиянием растворенного углерода, это также способствует хорошей коррозионной стойкости цементованной стали AISI 321 при испытаниях на общую коррозию (см. рисунок 4.40). С другой стороны, эти карбиды облегчают образование питтингов [344–346]. Сообщается, что питтинги легко образуются вблизи богатых хромом карбидов, в частности, карбида  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  [344]. Следовательно, цементованная сталь более чувствительна к возникновению локализованной коррозии. Однако разность потенциалов  $\Delta E$  у цементованной стали существенно ниже (см. таблицу 4.8). Узкая петля гистерезиса указывает на то, что репассивация происходит гораздо легче. Это обусловлено тем, что оксианионы, образуемые углеродом, являются эффективными ингибиторами и подавляют анодную коррозию [340]. Таким образом, коррозионная стойкость цементованной стали существенно не ухудшилась. Можно ожидать, что снижение температуры жидкостной цементации уменьшит количество карбидной фазы и увеличит стойкость цементованной стали к локализованной коррозии. Однако, этот вопрос требует дальнейшего исследования.

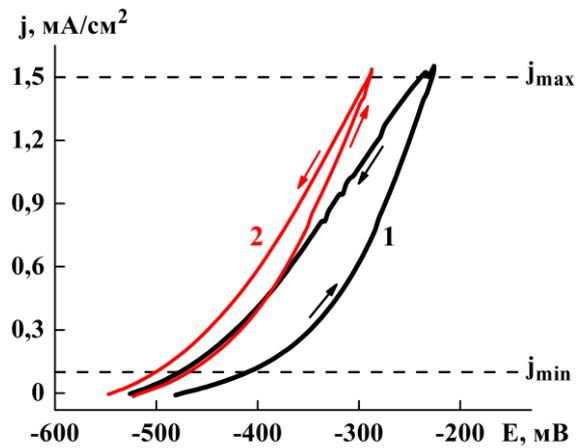


Рисунок 4.43 – Циклические потенциодинамические поляризационные кривые для стали AISI 321 перед цементацией (1) и после жидкостной цементации (2)

Таблица 4.8 – Характеристики коррозии стали AISI 321, определенные в результате испытаний с использованием метода циклической потенциодинамической поляризации

Режим обработки	$E_{\text{corr}}$ , мВ	$E_{\text{pit}}$ , мВ	$E_{\text{rp}}$ , мВ	$\Delta E =  E_{\text{pit}} - E_{\text{rp}} $ , мВ
Без поверхностного упрочнения	-472	-411	-476	65
После цементации	-513	-470	-500	30

#### 4.5 Выводы к главе 4

1. По результатам испытаний на контактную гигацикловую усталость по схеме пульсирующего ударного контакта «плоскость-плоскость» с ультразвуковой частотой нагружения установлено, что метастабильная аустенитная хромоникелевая сталь AISI 321 обладает недостаточно высокой контактной выносливостью (способностью противостоять развитию усталостного выкрашивания) в условиях циклического ударного нагружения. Это выражается в появлении глубоких (около 20 мкм в центральной зоне пятен контакта) и протяженных локализованных выкрошенных участков на поверхности стали. Интенсивное разрушение стали AISI 321 в условиях контактно-усталостного нагружения наступает при исчерпании ее запаса пластичности.

2. Показано, что фрикционная обработка скользящим индентором формирует на поверхности стали AISI 321 упрочненный слой, который характеризуется низкой шероховатостью (с параметрами  $R_a = 0,23$  мкм,  $R_z = 1,88$  мкм) и высокой микротвердостью (780 HV<sub>0,025</sub>) поверхности при общей глубине упрочнения около 500 мкм, благоприятными сжимающими остаточными напряжениями ( $\sigma_\alpha = -540$  МПа) и повышенным сопротивлением механическому контактному воздействию, о чем свидетельствуют данные микроиндентирования (возрастают значения параметров  $R_e$ ,  $H_{IT}/E^*$  и  $H_{IT}^3/E^{*2}$ ). Выявлено также повышение контактного модуля упругости  $E^*$  и его немонотонное распределение по глубине упрочненного слоя, что обусловлено формированием структур с ограниченной подвижностью дислокаций, а именно, ячеистой структуры (закреплены дислокации, находящиеся в стенках ячеек) и дисперсной структуры с высокой плотностью дислокаций, затрудняющей их движение.

3. На основе проведенных испытаний на контактную гигацикловую усталость установлено, что упрочненный поверхностный слой повышает контактную выносливость стали AISI 321 при циклическом ударном нагружении. Это выражается в существенном уменьшении глубины контактных повреждений (от 20 до 1-2 мкм) и отсутствии их локализации, то есть более равномерном разрушении. Однако локализации контактных повреждений могут способствовать дефекты упрочненного слоя (в частности, поры), поэтому их количество должно быть минимальным.

4. Показано, что величина микротвердости поверхности и глубина контактных повреждений, измеренные в зоне пятен контакта, могут служить количественными критериями, позволяющими оценить степень усталостной деградации и остаточный ресурс стали AISI 321 в условиях гигациклового контактно-усталостного нагружения. Полученные результаты также свидетельствуют о том, что предложенная методика испытаний на контактную гигацикловую усталость является эффективной для оценки контактной выносливости пластичных

металлических материалов, таких как аустенитные нержавеющие стали, а также металлических материалов с упрочненным поверхностным слоем.

5. Показано, что в результате жидкостной цементации в солевой ванне при температуре 780 °С на поверхности стали AISI 321 формируется упрочненный слой, который характеризуется высокой микротвердостью поверхности (890 HV<sub>0,025</sub>) при общей глубине упрочнения около 500 мкм и повышенным сопротивлением механическому контактному воздействию, о чем свидетельствуют данные микроиндентирования (возрастают значения параметров  $R_e$ ,  $H_{IT}/E^*$  и  $H_{IT}^3/E^{*2}$ ). Следовательно, цементацию можно рассматривать в качестве альтернативы фрикционной обработке при создании на поверхности аустенитных сталей упрочненного слоя с повышенными физико-механическими свойствами. Установлено, что в поверхностном слое цементованной метастабильной аустенитной стали AISI 321 развивается мартенситное превращение по схеме  $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$  (двухстадийное превращение) и образуется  $\alpha'$ -мартенсит в количестве  $V_\alpha = 20$  об. %. Деформационное мартенситное превращение в цементованном слое происходит при охлаждении после цементации. Показано, что, несмотря на образование значительного количества мартенсита деформации, цементация не приводит к снижению коррозионной стойкости аустенитной стали AISI 321.

## 5 АНАЛИЗ КОНТАКТНО-УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТИ НАПЛАВЛЕННЫХ ЛАЗЕРОМ ПОКРЫТИЙ ИЗ СПЛАВОВ НА ХРОМОНИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ

Наряду с поверхностным деформированием, эффективным способом упрочнения является создание покрытий на поверхности изделий. В мировой практике известны три основных наиболее часто применяемых метода нанесения покрытий – это технологии наплавки, напыления и осаждения. Основным отличительным признаком метода нанесения является толщина покрытия: для процессов наплавки – это более 1 мм, для напыления – менее 1 мм, для осаждения – менее 10 мкм [347]. Нанесение покрытий методом газопорошковой лазерной наплавки, когда тонкий поверхностный слой основного металла оплавляется лазерным лучом совместно с присадочным материалом [348], является эффективным способом упрочнения, повышения износостойкости, а также восстановления изношенных поверхностей деталей машин. В этой связи, достаточно широкое применение находят покрытия из сплавов на хромоникелевой основе, а именно, сплавов системы NiCrBSi [349–351], которые наряду с отличными технологическими свойствами [352] имеют хорошие характеристики износостойкости, коррозионной стойкости и теплостойкости [349, 353–360]. При этом введение в состав порошков различных добавок, например, TiC, WC, Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>, SiC, TaC, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, V<sub>2</sub>O<sub>5</sub> позволяет создавать композиционные покрытия с еще более высокими характеристиками. В частности, использование карбида титана TiC, обладающего высокими значениями твердости, модуля упругости, температуры плавления, а также термической и химической стабильностью [354, 361–363], позволяет сформировать композиционные покрытия NiCrBSi – TiC, износостойкость которых в разы выше, чем у базового покрытия [360, 364, 365].

В процессе лазерной наплавки металлических покрытий в результате ускоренного охлаждения наплавляемого металла по механизму теплопроводности (со скоростями до 10<sup>3</sup>-10<sup>4</sup> °C/сек) формируются метастабильные структурные состояния, характеризующиеся наличием пересыщенного твердого раствора и относительно дисперсных частиц упрочняющих фаз [348, 366, 367]. Это может свидетельствовать о возможности улучшения их свойств дополнительной термической обработкой, что подтверждается данными работ [348, 367]. В работе [359] впервые показано, что высокотемпературный стабилизирующий отжиг при температуре 1000-1050 °C способствует резкому повышению твердости и трибологических свойств покрытия ПГ-10Н-01 до уровней, соответствующих или даже превышающих характеристики данного покрытия после лазерной наплавки. Вместе с тем, сформированное таким способом покрытие обладает термической стабильностью и, как следствие, сохраняет повышенные значения твердости и абразивной износостойкости при нагреве вплоть до температуры стабилизирующего отжига. Это обусловлено формированием в процессе высокотемпературного отжига и последующего

охлаждения структуры, в которой крупные частицы карбидов и боридов хрома  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  и  $\text{CrB}$  образуют высокопрочный износостойкий каркас. При этом уменьшение скорости охлаждения от температуры отжига приводит к дальнейшему укрупнению частиц упрочняющих фаз  $\text{CrB}$  и  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  и еще большему повышению твердости и износостойкости покрытия ПГ-10Н-01 [359]. Однако дополнительная термическая обработка наплавленного покрытия также может приводить и к его охрупчиванию. Например, полуторачасовой отжиг при температуре  $1050\text{ }^\circ\text{C}$  образца из никелевого сплава, сформированного методом прямого лазерного нанесения материала [368, 369], как и работе [359], привел к повышению абразивной износостойкости образца. Однако прочностные характеристики термически обработанного образца в условиях статических испытаний на трехточечный изгиб снизились в 5 раз, а пластичность оказалась ниже в 2,5 раза по сравнению с наплавленным образцом. Это объяснено выделением по границам зерен твердых карбидов, которые явились концентраторами напряжений [368, 369].

Для защитных покрытий усталостное выкрашивание от контактных напряжений является одним из основных видов разрушения поверхности. Поэтому важным критерием работоспособности покрытий является их способность выдерживать контактные нагрузки [207, 211], которую, как правило, оценивают по характеру разрушения после однократного или повторяющегося (циклического) нагружения поверхности инденторами различной формы [206–208, 211, 272, 273, 370]. Однократное нагружение не всегда позволяет адекватно оценить стойкость материала к внешнему контактному воздействию, поскольку не учитывает процессы усталостной деградации [273, 370]. Кроме того, добавки упрочняющих частиц при создании композиционных покрытий и дополнительные обработки (например, термическая обработка) могут оказывать различное влияние на стойкость покрытий в условиях механического контактного воздействия. Поэтому исследование контактной выносливости наплавленных лазером металлических покрытий является актуальной задачей.

Наряду с никелевыми сплавами, достаточно широкое распространение также получили сплавы на основе кобальта. Эти сплавы часто используются как износо- и коррозионностойкие материалы для бесшарнирных систем или для работы при повышенных температурах [371–374]. Покрытия из сплавов, содержащих кобальт, по сравнению с безкобальтовыми покрытиями, обладают повышенной жаростойкостью, более высокой пластичностью [371] и износостойкостью [372]. При этом кобальт несколько снижает коррозионную стойкость покрытий при обычных температурах, поскольку является более активным металлом, чем никель [371, 372]. Существуют кобальтовые сплавы различных систем легирования, среди которых наиболее широко распространены сплавы систем  $\text{CoCrWC}$  и  $\text{CoCr(W/Mo)(Ni/Fe)C}$  с добавлением кремния и бора (стеллиты), содержащие обычно 50-60 мас. % кобальта [375–377]. В последнее время в мире наблюдается тенденция к уменьшению содержания кобальта в

составе покрытий, обусловленная высокой стоимостью этого металла. Более экономно легированные составы с меньшим содержанием кобальта (от 35 мас. %) представлены, например, сплавами систем CoNiCrBSi [378] и CoNiCrW [356, 357, 379]. В отличие от стеллитов, в литературе имеется не так много работ, посвященных изучению покрытий из этих сплавов, поэтому исследование их структуры и поведения при контактно-усталостном нагружении является актуальной научной и практической задачей.

Актуальной задачей также является поиск способов оценки и сравнения способности различных покрытий выдерживать повторяющиеся контактные нагрузки. В последние годы для изучения микромеханических характеристик покрытий все активнее используется метод микроиндентирования, который на основе непрерывной регистрации диаграммы нагружения и разгрузки в координатах "нагрузка – перемещение индентора" позволяет определять различные, в том числе прочностные, характеристики материала [380, 381]. Обосновано использование метода микроиндентирования для оценки сопротивления различным механизмам изнашивания и, соответственно, износостойкости сталей различных классов [98, 119], хромоникелевых покрытий, сформированных лазерной наплавкой [351, 382], а также боридных покрытий [383, 384]. В этой связи, представляет значительный интерес исследовать возможность применения данного метода для оценки способности наплавленных лазером металлических покрытий сопротивляться механическому контактному воздействию, а также обобщить и проанализировать результаты микроиндентирования для всех исследуемых металлических материалов.

В настоящей главе изучаются:

– особенности деформирования и разрушения наплавленных лазером хромоникелевых (NiCrBSi) покрытий различного состава и с добавками карбидов титана TiC (в количестве 15 и 25 мас. %) и хрома Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> (в количестве 15 мас. %) при многоцикловом контактно-усталостном нагружении по схеме пульсирующего неударного контакта «шар-плоскость»;

– особенности деформирования и разрушения наплавленного лазером кобальтхромоникелевого (CoNiCrW) покрытия при многоцикловом контактно-усталостном нагружении по схеме пульсирующего неударного контакта «шар-плоскость»;

– особенности применения метода микроиндентирования для определения способности наплавленных лазером NiCrBSi и CoNiCrW покрытий выдерживать повторяющиеся контактные нагрузки.

Представленные в настоящей главе результаты опубликованы в работах [a15, a16, a20, a24, a25, a42, a45, a47, a49, a51, a53].

### 5.1 Материал и методика эксперимента

В качестве материалов для создания покрытий были использованы порошки марок ПГ-CP2, ПГ-10Н-01 (хромоникелевые сплавы системы NiCrBSi) и ПГ-10К-01 (кобальтхромоникелевый сплав системы CoNiCrW) гранулометрического состава 40-160 мкм (таблицы 5.1, 5.2; рисунки 5.1, 5.2). Для создания композиционных покрытий с добавкой карбида титана использовали порошковую смесь, полученную перемешиванием порошков марки ПГ-CP2 и карбида титана TiC гранулометрического состава 50-150 мкм (таблица 5.1; рисунок 5.3а) в количестве 15 и 25 мас. %. Для создания композиционного покрытия с добавкой карбида хрома использовали порошковую смесь, полученную перемешиванием порошков марки ПГ-CP2 и карбида хрома Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> гранулометрического состава 50-150 мкм (таблица 5.1; рисунок 5.3б) в количестве 15 мас. %.

Таблица 5.1 – Химический состав использованных порошков хромоникелевых сплавов системы NiCrBSi и порошковых смесей на их основе

Марка порошка	Содержание компонентов, мас. %							
	C	Cr	Ni	Fe	Si	B	TiC	Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>
ПГ-CP2	0,48	14,8	77,12	2,6	2,9	2,1	–	–
ПГ-10Н-01	0,92	18,2	69,98	3,4	4,2	3,3	–	–
ПГ-CP2 – 15% TiC	0,41	12,6	65,49	2,2	2,5	1,8	15	–
ПГ-CP2 – 25% TiC	0,36	11,1	57,74	2,0	2,2	1,6	25	–
ПГ-CP2 – 15% Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	0,41	12,6	65,49	2,2	2,5	1,8	–	15

Таблица 5.2 – Химический состав использованного порошка кобальтхромоникелевого сплава системы CoNiCrW

Марка порошка	Содержание элементов, мас. %							
	C	Cr	Ni	Co	Fe	Si	B	W
ПГ-10К-01	1,45	22,6	31,8	36,15	1,2	1,1	1,6	4,1

Наплавку порошков на пластины из стали Ст3 проводили<sup>1</sup> CO<sub>2</sub>-лазером непрерывного действия при мощности излучения 1,4-1,6 кВт, скорости 160-200 мм/мин, расходе порошка 2,9-4,9 г/мин, размере лазерного пятна на поверхности 6×1,5 мм. Порошковую смесь транспортировали в зону наплавки инертным газом аргоном при давлении 0,5 атм. Для

<sup>1</sup> С участием к.т.н. И.Ю. Малыгиной, к.т.н. А.Л. Осинцевой

уменьшения поверхностных напряжений наплавку осуществляли в два прохода путем наложения одного слоя на другой.

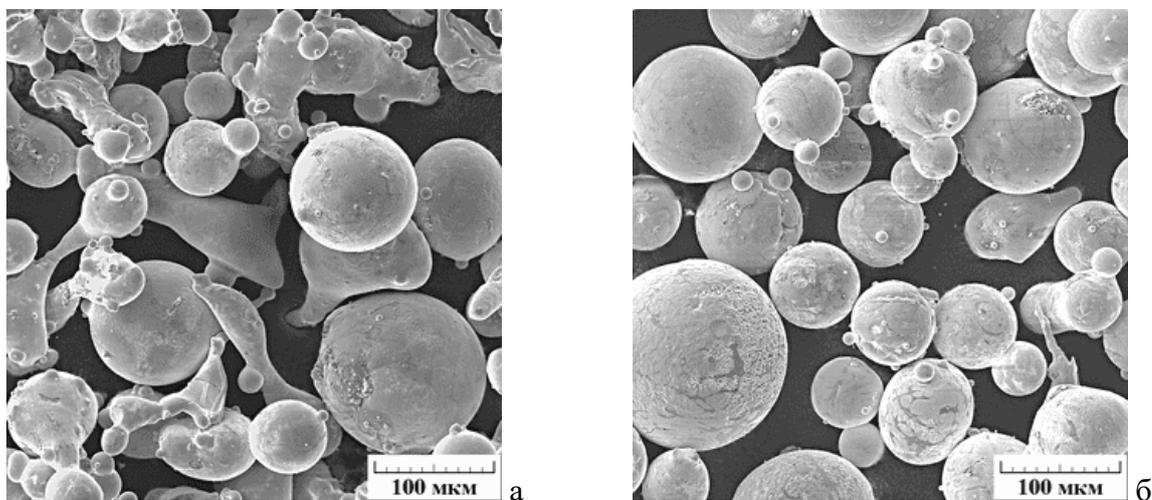


Рисунок 5.1 – Общий вид (СЭМ) порошков марок ПГ-CP2 (а) и ПГ-10Н-01 (б)

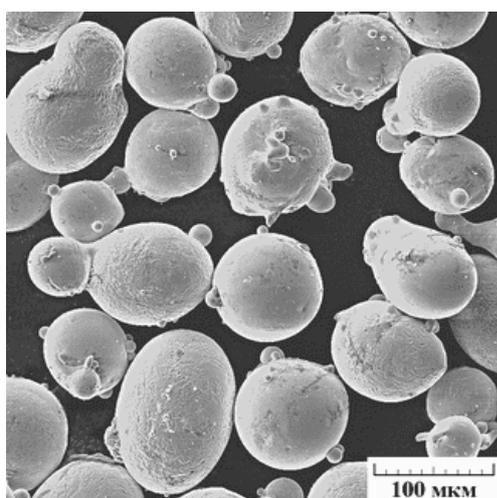


Рисунок 5.2 – Общий вид (СЭМ) порошка марки ПГ-10К-01

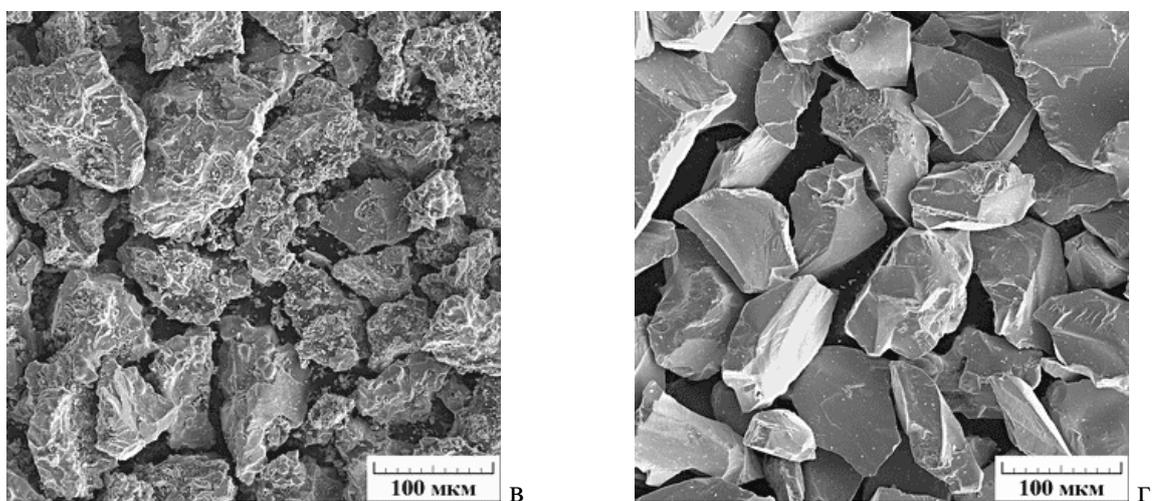


Рисунок 5.3 – Общий вид (СЭМ) порошков TiC (а) и Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> (б)

Толщина покрытий определяется режимом лазерной наплавки (мощность, размер пятна, скорость и расход порошка, количество проходов). Чем больше мощность лазера и расхода порошка и меньше скорость и размер пятна, тем больше толщина покрытия, полученного за один проход. Таким образом, при заданных условиях наплавки, толщина покрытий постоянна и обычно достигает 1-2 мм. При использованном режиме наплавки толщина покрытия составила 1,7 мм. Однако наплавленные слои характеризуются волнистостью поверхности. Для устранения волнистости, покрытия после наплавки подвергали механическому шлифованию до толщины 0,7-1,2 мм.

Термическую обработку покрытия ПГ-10Н-01 после лазерной наплавки проводили в высокотемпературной вакуумной электропечи сопротивления камерного типа СНВЭ-9/18 по следующему режиму: нагрев до температуры 1025 °С в течение 180 мин, выдержка при температуре 1025 °С в течение 120 мин, охлаждение с печью. Проведение термической обработки покрытия после лазерной наплавки соответствует способу формирования NiCrBSi покрытий с особо высоким уровнем теплостойкости комбинированной лазерно-термической обработкой [385].

Механические испытания на контактную усталость проводили на сервогидравлической установке Instron 8801 с использованием специальной оснастки оригинальной конструкции [а33] по схеме пульсирующего неударного контакта «шар-плоскость» с изменением нагрузки в цикле по периодическому (синусоидальному) закону, диаметром стального шара 12,7 мм, предварительной нагрузкой  $P_0 = 0,1$  кН, максимальной нагрузкой  $P_{\max} = 8,7$  кН, частотой нагружения  $f = 35$  Гц на базе  $N = 10^6$  циклов нагружения (см. рисунок 1.2). Для контактно-усталостных испытаний использовали изготовленные из наплавленных пластин прямоугольные образцы размером 85×10×5 мм. При заданном количестве циклов нагружения проводили не менее двух испытаний. В результате контактно-усталостных испытаний с различным числом циклов нагружения на поверхности образцов были сформированы пятна контакта. Дополнительную подготовку поверхности пятен контакта перед последующими исследованиями и измерениями не проводили.

Структуру и фазовый состав покрытий, а также поверхности пятен контакта после контактно-усталостных испытаний изучали<sup>1,2</sup> методом сканирующей электронной микроскопии с использованием микроскопа Tescan VEGA II XMU с системами рентгеновского волнодисперсионного микроанализа INCA WAVE 700, рентгеновского энергодисперсионного микроанализа INCA ENERGY 450 и анализа дифракции обратно-рассеянных электронов Advanced AZtec HKL. Исходную структуру покрытий изучали на металлографических шлифах

<sup>1</sup> С участием к.т.н. И.Ю. Малыгиной

<sup>2</sup> С участием к.т.н. Н.Н. Соболевой

после травления реактивом следующего состава: 40 г  $\text{Cu}_2\text{SO}_4$  + 100 мл  $\text{HCl}$  + 10 мл  $\text{HNO}_3$  + 90 мл  $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ . Рентгеноструктурное исследование выполняли на дифрактометре Shimadzu XRD-7000 в  $\text{CrK}_\alpha$ -излучении. Для измерения микротвердости покрытий применяли микротвердомеры Leica VMHT, Wilson & Wolpert 402 MVD и Shimadzu HNV-G21DT при нагрузке на индентор 0,49 и 0,98 Н, и времени нагружения 15 с.

Микроиндентирование с записью диаграммы нагружения проводили<sup>1</sup> на измерительной системе Fischerscope HM2000 XYm с использованием индентора Виккерса и программного обеспечения WIN-HCU при максимальной нагрузке 1,98 Н, времени нагружения 5 сек, выдержке при нагрузке 20 сек и времени разгрузки 5 сек. Согласно стандарту ISO 14577 [312] определяли максимальную глубину вдавливания индентора  $h_{\max}$  и остаточную глубину вдавливания индентора после снятия нагрузки  $h_p$ , контактный модуль упругости  $E^*$  ( $E^* = E/(1-\nu^2)$ , где  $E$  – модуль Юнга,  $\nu$  – коэффициент Пуассона), твердость вдавливания при максимальной нагрузке  $H_{IT}$ , твердость по Мартенсу  $HM$ , работу обратной упругой деформации вдавливания  $W_e$  и общую механическую работу вдавливания  $W_t$ . Погрешность измерения микротвердости и характеристик индентирования определяли с доверительной вероятностью  $p = 0,95$ . Для того, чтобы оценить способность покрытий сопротивляться упругопластическому деформированию, на основе измеренных характеристик рассчитывали отношение  $H_{IT}/E^*$  [17, 18], упругое восстановление  $R_e = ((h_{\max} - h_p)/h_{\max}) \times 100\%$  [19–21], степенное отношение  $H_{IT}^3/E^{*2}$  [23] и показатель пластичности  $\delta_A = 1 - (W_e/W_t)$  [24, 25].

## **5.2 Структура и механические свойства наплавленных лазером NiCrBSi покрытий с различным содержанием легирующих элементов и добавками высокопрочных карбидов**

### **5.2.1 Микроструктура, фазовый состав и микротвердость NiCrBSi покрытий различного состава после лазерной наплавки**

В результате двухслойной лазерной наплавки порошковых смесей на поверхности пластины из стали Ст3 формируются хромоникелевые покрытия, общий вид которых приведен на рисунке 5.4а-д. Покрытия по всей толщине характеризуются достаточно равномерным распределением структурных составляющих, имеют дендритное строение, при этом направление дендритов соответствует градиенту температур при кристаллизации (рисунок 5.5). Композиционные покрытия ПГ-CP2 также содержат достаточно крупные частицы карбидов TiC (см. рисунок 5.4в, г) и  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  (см. рисунок 5.4д), которые не растворяются в процессе наплавки.

<sup>1</sup> С участием к.т.н. И.Ю. Малыгиной

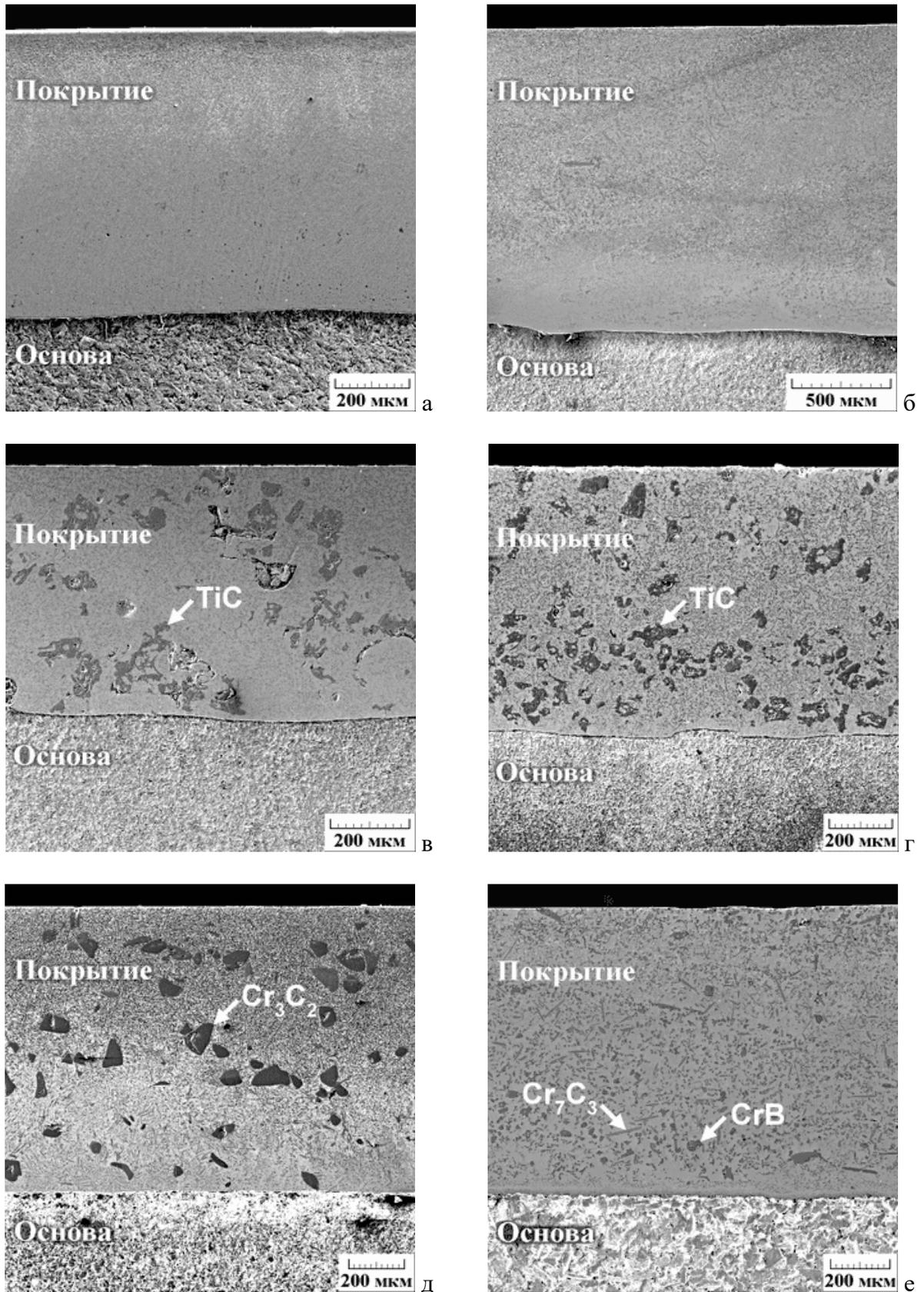


Рисунок 5.4 – Общий вид (СЭМ) покрытий ПГ-CP2 (а), ПГ-10Н-01 (б), ПГ-CP2 с добавками 15 мас. % TiC (в), 25 мас. % TiC (г) и 15 мас. %  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  (д) после лазерной наплавки; ПГ-10Н-01 после лазерной наплавки и дополнительной термической обработки (е)

Общий вид покрытия ПГ-10Н-01 после лазерной наплавки и термической обработки (отжиг 1025 °С) представлен на рисунке 5.4е. Видно, что в результате комбинированной обработки в покрытия ПГ-10Н-01 формируется значительно более грубодисперсная структура с крупными выделениями упрочняющих фаз  $\text{CrV}$  и  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ , образующих высокопрочный износостойкий каркас [359]. При этом размеры этих фаз сопоставимы с размерами карбидных частиц композиционных покрытий (см. рисунок 5.4в, г, д).

Средняя микротвердость покрытия ПГ-CP2 составляет  $590 \pm 20 \text{ HV}_{0,1}$ . Увеличение содержания углерода, бора и хрома приводит к росту средней микротвердости покрытия ПГ-10Н-01 до значений  $970 \pm 40 \text{ HV}_{0,1}$ . Добавление частиц карбида титана в количестве 15 и 25% мас. способствует эффективному упрочнению покрытия ПГ-CP2 до уровня  $720 \pm 40$  и  $770 \pm 60 \text{ HV}_{0,1}$  соответственно.

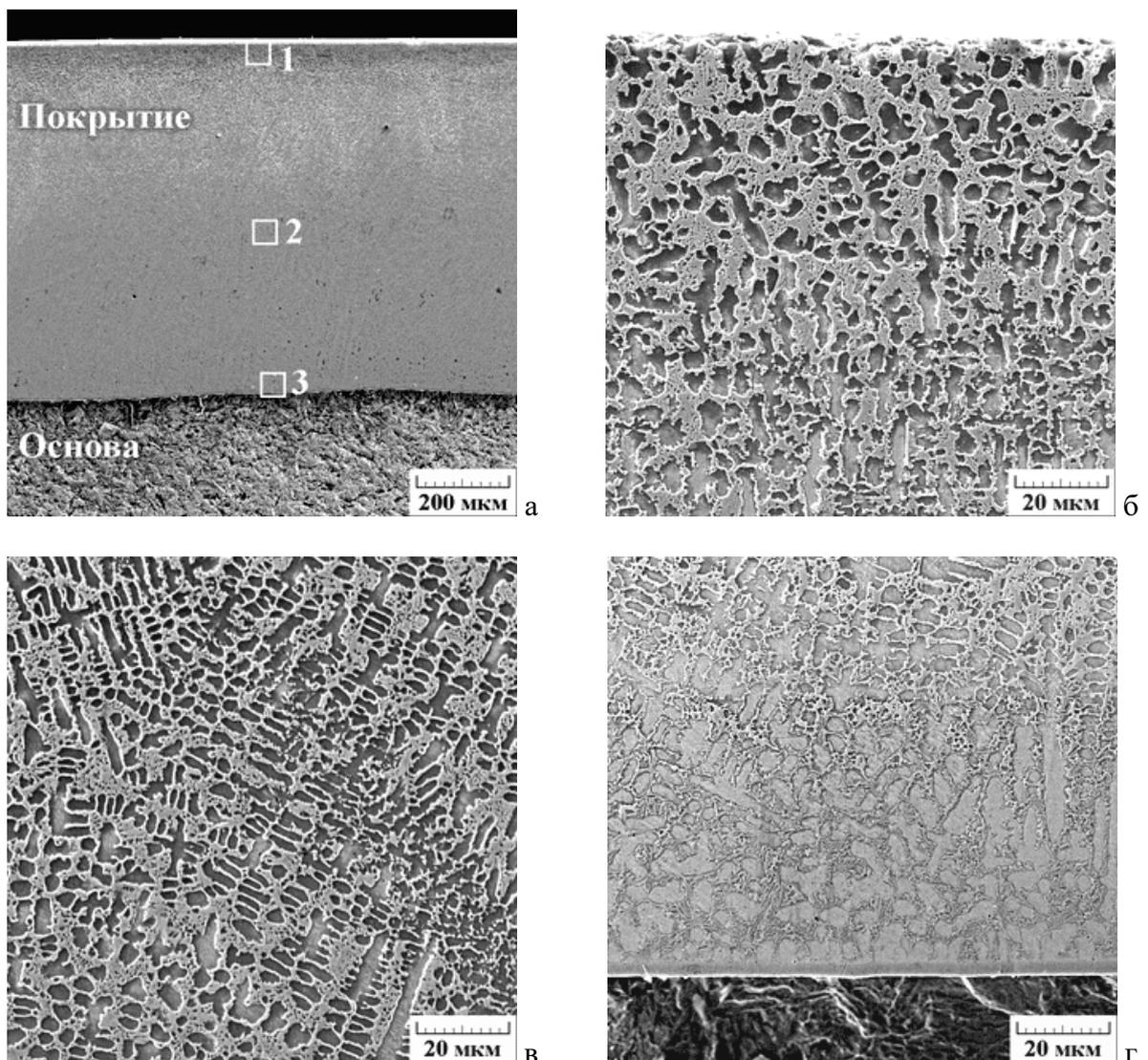


Рисунок 5.5 – Структура (СЭМ) покрытия ПГ-CP2. а – общий вид; б – микроструктура вблизи поверхности на участке 1; в – микроструктура внутри покрытия на участке 2; г – микроструктура вблизи границы с основой на участке 3

Композиционное покрытие ПГ-СР2 с добавкой  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  в количестве 15 мас. % обладает микротвердостью  $1080 \pm 110 \text{ HV}_{0,1}$ , которая существенно превосходит не только твердость базового покрытия, но и твердость композиционных покрытий ПГ-СР2 – TiC с добавками карбида титана в количестве 15 и 25 мас. %. Микротвердость покрытия ПГ-10Н-01 после высокотемпературного отжига повышается до величины  $1030 \pm 220 \text{ HV}_{0,1}$  и характеризуется наибольшим разбросом значений, что обусловлено грубодисперсной структурой данного покрытия. Результаты измерения микротвердости по толщине покрытий представлены на рисунке 5.6. Видно, что средняя микротвердость покрытий ПГ-СР2 и ПГ-10Н-01 имеет практически постоянные значения по всей толщине. Резкое падение микротвердости происходит только в переходном слое между хромоникелевым покрытием и стальной основой, где меняется структура материала (см. рисунок 5.5).

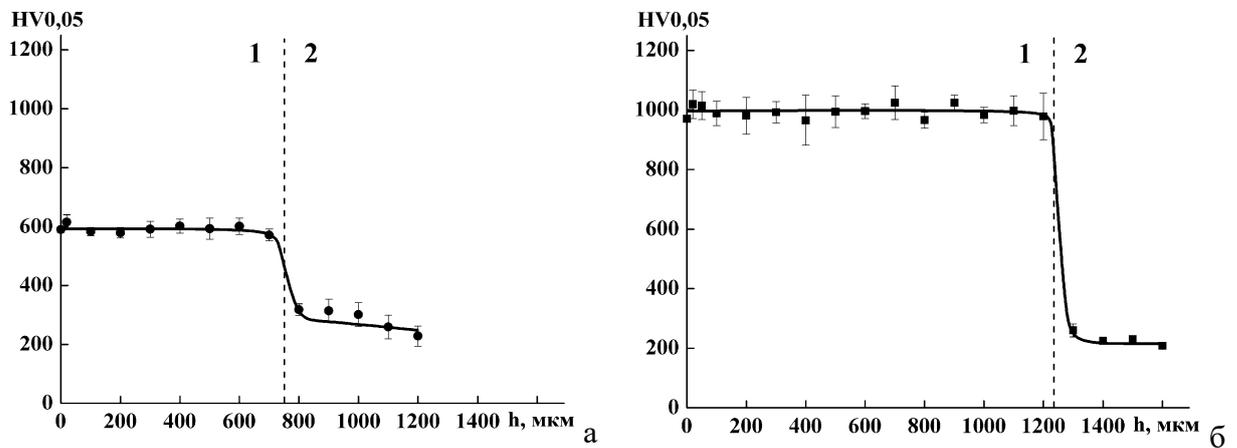


Рисунок 5.6 – Распределение микротвердости  $\text{HV}_{0,05}$  по толщине  $h$  покрытий ПГ-СР2 (а) и ПГ-10Н-01 (б) после лазерной наплавки (1 – покрытие; 2 – основа)

По данным рентгеноструктурного (рисунок 5.7), микрорентгеноспектрального и металлографического (рисунок 5.8) анализа, металлическую матрицу покрытий после лазерной наплавки (см. рисунок 5.8а-д) составляют пересыщенный твердый раствор на основе Ni (микротвердость 400-450 HV) с ГЦК решеткой ( $\gamma$ -фаза) [386] и эвтектика, состоящая из  $\gamma$ -фазы и борида  $\text{Ni}_3\text{B}$  (микротвердость 1000-1140 HV) с орторомбической решеткой [387]. Формирование пересыщенных твердых растворов характерно при лазерном плавлении [388], а образование борида  $\text{Ni}_3\text{B}$  является результатом взаимодействия между В и Ni в условиях быстрого нагрева и охлаждения [389].

Упрочняющей фазой покрытия ПГ-СР2 является карбид  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  (микротвердость 1000-1150 HV) с ГЦК решеткой [386] (см. рисунок 5.8а). Более сильно легированное углеродом, бором и хромом покрытие ПГ-10Н-01 содержит в качестве упрочняющих фаз карбид  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  (микротвердость 1650-1800 HV) с орторомбической решеткой, характерной для наплавленных лазером покрытий [390, 391], и борид  $\text{CrB}$  (микротвердость 1950-2400 HV) с орторомбической

решеткой [390] (см. рисунок 5.8б). Формирование карбидов с разными стехиометрическими соотношениями объясняется различным количеством хрома и углерода в составе наплавляемых порошков: с увеличением отношения Cr/C карбид  $Cr_{23}C_6$  формируется легче, чем карбид  $Cr_7C_3$  [390]. Следовательно, покрытие ПГ-CP2 имеет фазовый состав  $\gamma + Ni_3B + Cr_{23}C_6$ ; покрытие ПГ-10Н-01 имеет фазовый состав  $\gamma + Ni_3B + Cr_7C_3 + CrB$ . Размер упрочняющих фаз покрытий ПГ-CP2 и ПГ-10Н-01 находится в пределах 1-10 мкм. В структуре покрытий ПГ-CP2 и ПГ-10Н-01 также присутствуют несплошности округлой формы (рисунок 5.9а), которые могли образоваться в результате газонасыщения материала при наплавке.

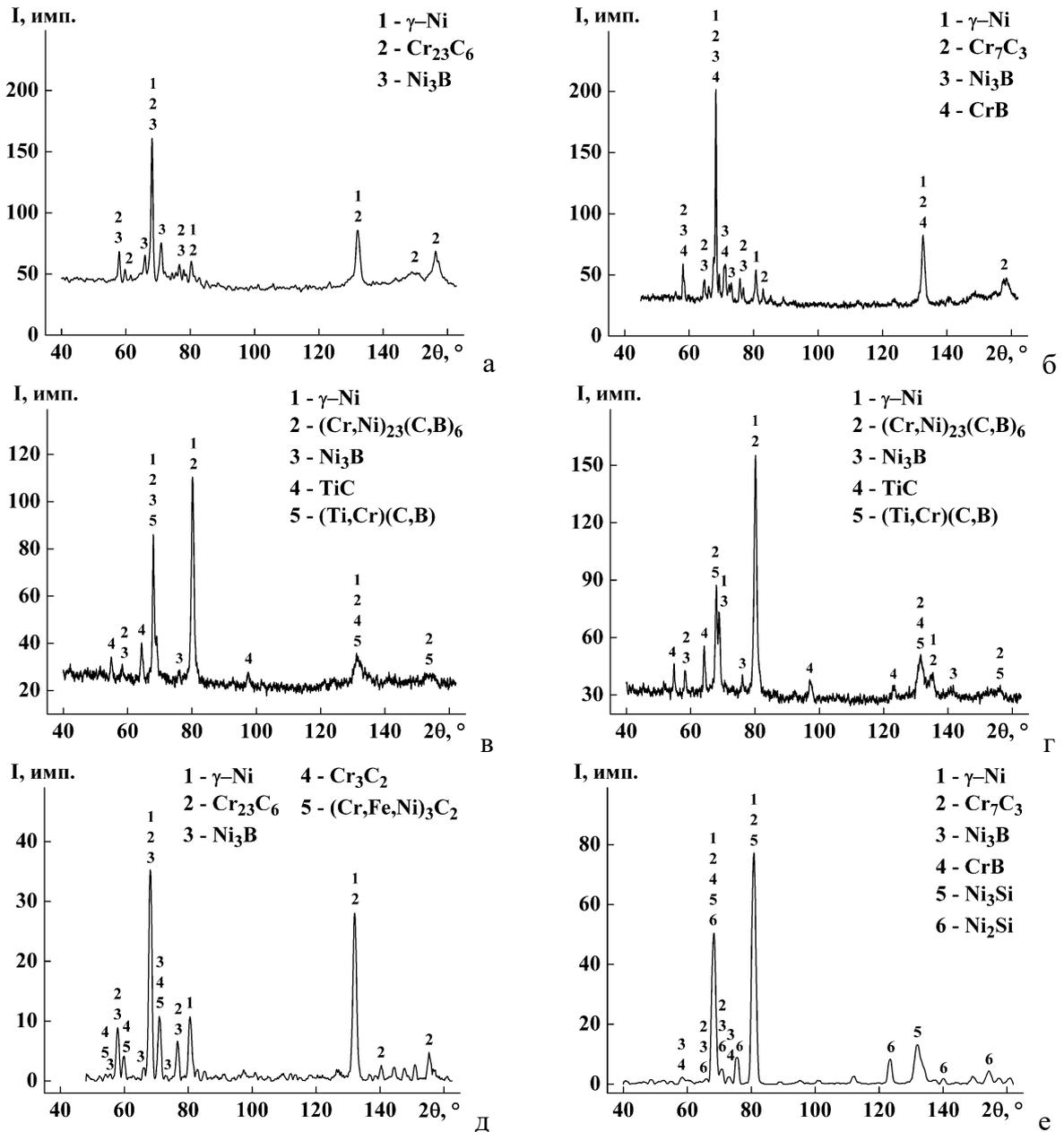


Рисунок 5.7 – Рентгеновские дифрактограммы покрытий ПГ-CP2 (а), ПГ-10Н-01 (б), ПГ-CP2 с добавками 15 мас. % TiC (в), 25 мас. % TiC (г) и 15 мас. %  $Cr_3C_2$  (д) после лазерной наплавки; ПГ-10Н-01 после лазерной наплавки и дополнительной термической обработки (е)

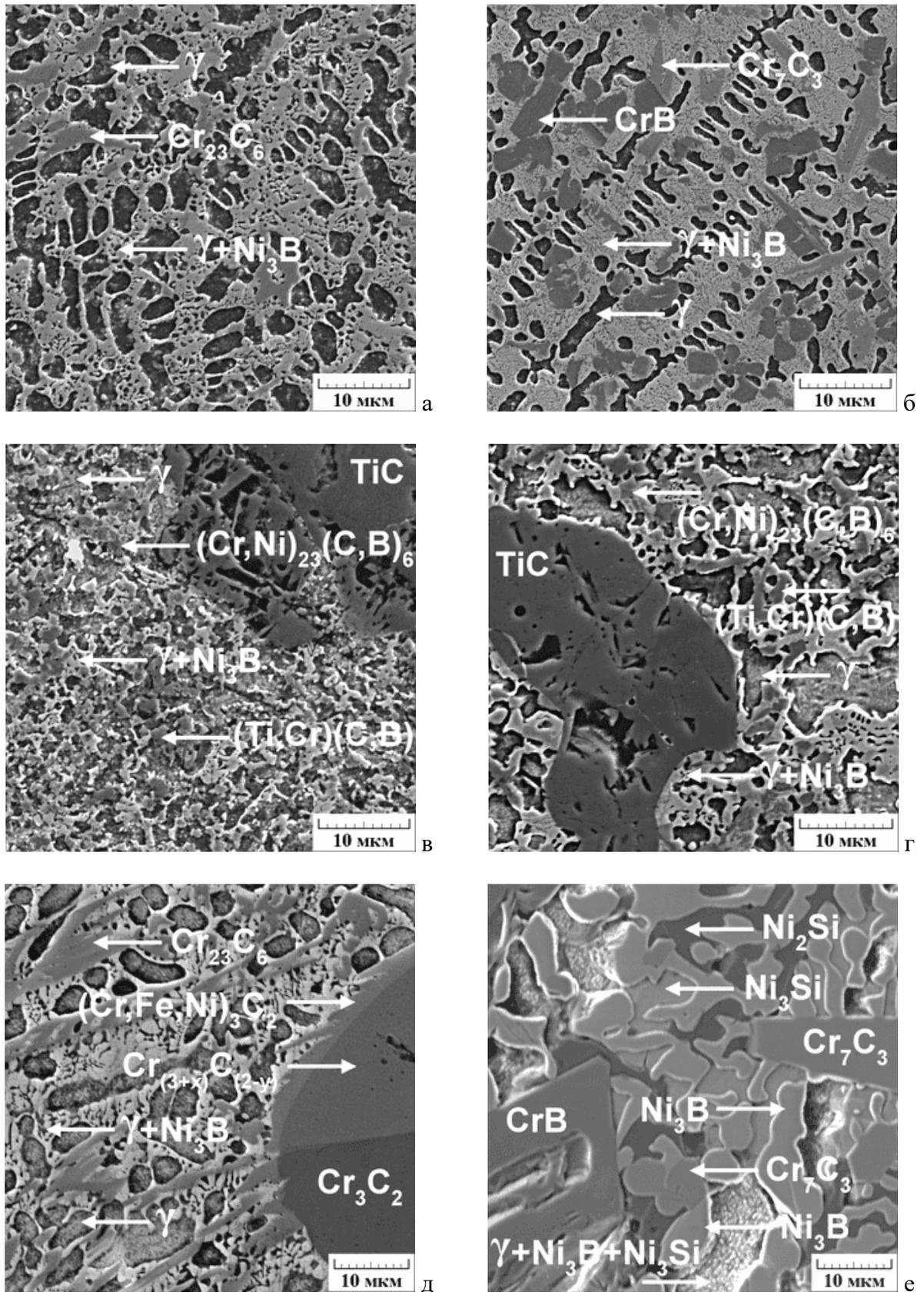


Рисунок 5.8 – Микроструктура (СЭМ) покрытий ПГ-CP2 (а), ПГ-10Н-01 (б), ПГ-CP2 с добавками 15 мас. % TiC (в), 25 мас. % TiC (г) и 15 мас. %  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  (д) после лазерной наплавки; ПГ-10Н-01 после лазерной наплавки и дополнительной термической обработки (е)

При добавлении 15 и 25 мас. % TiC в состав порошка ПГ-CP2 при наплавке формируются композиционные покрытия, в которых наряду с дисперсными карбоборидами  $(Cr,Ni)_{23}(C,B)_6$  и  $(Ti,Cr)(C,B)$  присутствуют крупные включения карбидов титана TiC (микротвердость 2500-2900 HV) с ГЦК решеткой [392, 393] (см. рисунок 5.8в, г). Следовательно, композиционные покрытия ПГ-CP2 – TiC имеют фазовый состав  $\gamma + Ni_3B + (Cr,Ni)_{23}(C,B)_6 + (Ti,Cr)(C,B) + TiC$ . Особенностью данных композиционных покрытий является наличие в их структуре несплошностей, которые располагаются как внутри крупных частиц TiC (см. рисунок 5.8в, г), так и на границе карбидов титана с металлической матрицей, а также внутри нее (рисунок 5.9б).

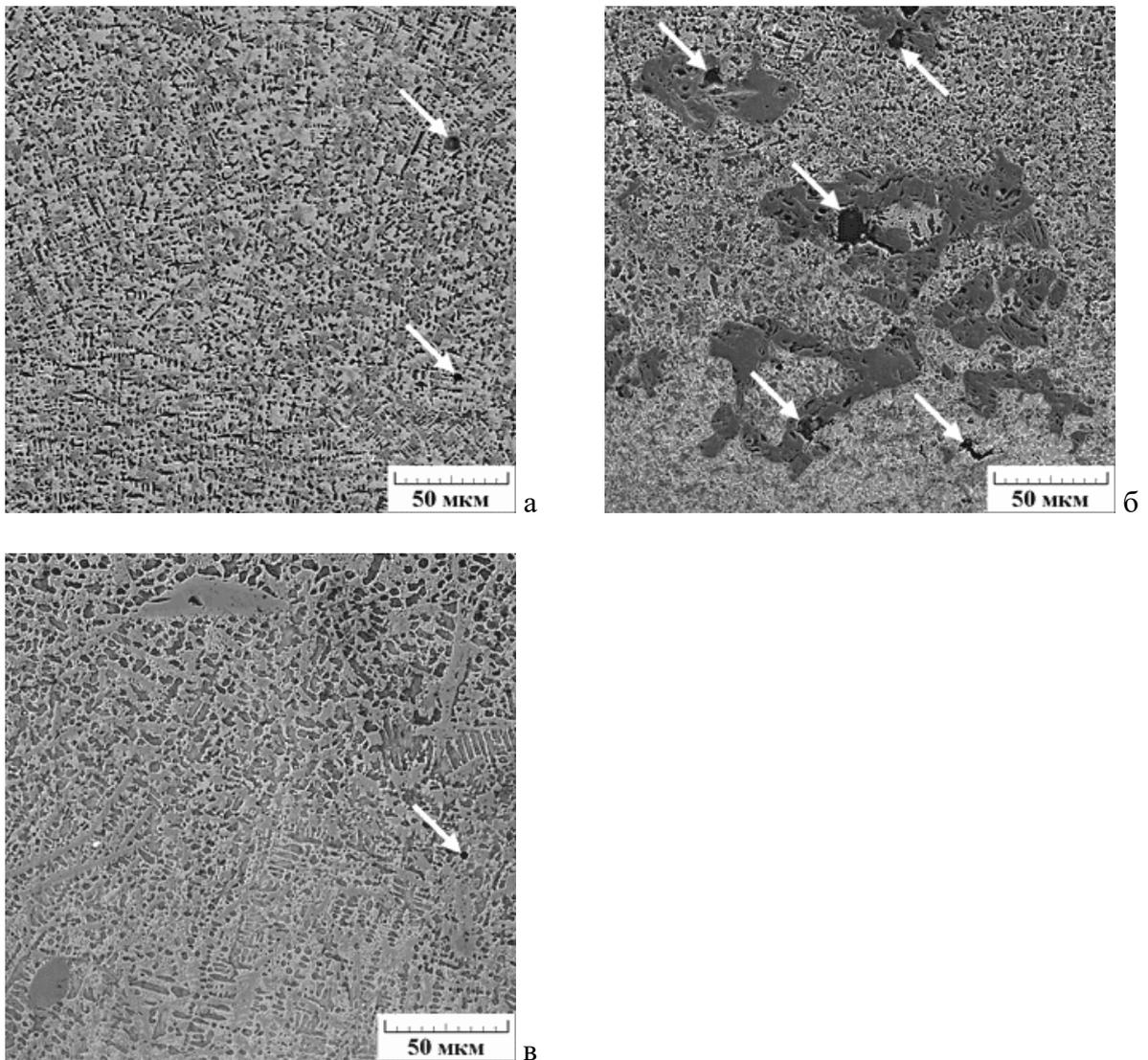


Рисунок 5.9 – Несплошности (указаны стрелками) в структуре покрытий ПГ-10Н-01 (а), ПГ-CP2 с добавками 25 мас. % TiC (б) и 15 мас. %  $Cr_3C_2$  (в) после лазерной наплавки (а-в – СЭМ)

При добавлении 15 мас. %  $Cr_3C_2$  в состав порошка ПГ-CP2 при наплавке формируется композиционное покрытие, упрочняющими фазами которого являются карбид хрома  $Cr_{23}C_6$ , а

также крупные включения карбида хрома  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  (микротвердость 1860-2220 HV) с орторомбической решеткой [394]. При наплавке происходит частичное растворение первичных частиц  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ , что сопровождается отклонениями от стехиометрии, образованием сложных карбидов типа  $\text{M}_3\text{C}_2$  (см. рисунок 5.8д) и формированием большого количества вторичных карбидов хрома  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  по сравнению с базовым покрытием ПГ-CP2 (см. рисунок 5.8а). Следовательно, композиционное покрытие ПГ-CP2 –  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  имеет фазовый состав  $\gamma + \text{Ni}_3\text{B} + \text{Cr}_{23}\text{C}_6 + (\text{Fe,Cr,Ni})_3\text{C}_2 + \text{Cr}_3\text{C}_2$ . Хотя в структуре композиционного покрытия ПГ-CP2 –  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  также присутствуют несплошности округлой формы (рисунок 5.9в), однако при этом не наблюдаются несплошности, расположенные внутри крупных карбидных частиц и на границе карбидов с металлической матрицей, которые характерны для композиционных покрытий с добавками TiC (см. рисунки 5.8в, г; 5.9б).

В процессе высокотемпературного (1025 °C) отжига покрытия ПГ-10Н-01 должно происходить полное диффузионное растворение карбида  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  и боридов CrB и  $\text{Ni}_3\text{B}$  в матричной  $\gamma$ -фазе [359] (однако следует отметить, что данный вопрос требует дополнительных исследований). При последующем медленном охлаждении из твердого раствора сначала происходит выделение карбидных  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  и боридных CrB частиц, затем борида  $\text{Ni}_3\text{B}$  и, в последнюю очередь, силицидов  $\text{Ni}_3\text{Si}$  и  $\text{Ni}_2\text{Si}$  [395]. При этом, чем ниже скорость охлаждения, тем крупнее будет размер этих частиц при комнатной температуре. Образование силицидов, которые не наблюдались в покрытии ПГ-10Н-01 после лазерной наплавки (см. рисунок 5.8б), обусловлено увеличением содержанием кремния в  $\gamma$ -фазе после выделения борида  $\text{Ni}_3\text{B}$  при медленном охлаждении. В участках твердого раствора с избыточным содержанием кремния и формируются силициды [395, 396]. Это также является причиной образования тройной эвтектики  $\gamma + \text{Ni}_3\text{B} + \text{Ni}_3\text{Si}$  [395]. Микротвердость силицида  $\text{Ni}_3\text{Si}$  составляет 400 HV, силицида  $\text{Ni}_2\text{Si}$  – 440 HV [397]; силицид  $\text{Ni}_3\text{Si}$  имеет кубическую решетку, а силицид  $\text{Ni}_2\text{Si}$  – орторомбическую решетку [398]. Отметим, что в работе [359] не наблюдали выделение силицида  $\text{Ni}_2\text{Si}$  после высокотемпературного отжига покрытия ПГ-10Н-01. Это может быть обусловлено более длительной выдержкой (120 мин) при высокотемпературном отжиге, используемой в данной работе, по сравнению с продолжительностью выдержки (60 мин), используемой в работе [359]. В результате такой выдержки твердый раствор формируется более гомогенное, что изменяет кинетику его распада при последующем охлаждении. Следовательно, покрытие ПГ-10Н-01 после высокотемпературного (1025 °C) отжига имеет фазовый состав  $\gamma + \text{Ni}_3\text{B} + \text{Cr}_7\text{C}_3 + \text{CrB} + \text{Ni}_3\text{Si} + \text{Ni}_2\text{Si}$ .

## 5.2.2 Влияние морфологии структуры на особенности деформирования и разрушения наплавленных лазером NiCrBSi покрытий различного состава при контактно-усталостном нагружении

Результаты контактно-усталостных испытаний исследованных покрытий представлены на рисунках 5.10–5.13. В качестве критерия для оценки стойкости материалов в условиях циклического воздействия индентора использовали изменение размера пятна контакта на поверхности покрытия в зависимости от числа циклов нагружения [206–208] и появление трещин по контуру пятна контакта [206].

Из данных, приведенных на рисунке 5.10, видно, что диаметр пятна контакта после  $10^4$  циклов нагружения у покрытия ПГ-СР2 несколько больше, чем у покрытия ПГ-10Н-01. По-видимому, это обусловлено более высокой твердостью покрытия ПГ-10Н-01 ( $970 \pm 40$  HV<sub>0,1</sub>) по сравнению с менее легированным покрытием ПГ-СР2 ( $590 \pm 20$  HV<sub>0,1</sub>), и, соответственно, повышенной способностью покрытия ПГ-10Н-01 сопротивляться пластическому деформированию при контактном нагружении. При испытаниях на базе  $10^6$  циклов с ростом числа циклов нагружения у покрытия ПГ-СР2 наблюдается более существенное увеличение размера контактных повреждений, чем у покрытия ПГ-10Н-01, где имеет место лишь незначительный рост диаметра пятна контакта (см. рисунок 5.10а, б).

Композиционные покрытия ПГ-СР2 с добавкой TiC, несмотря на их повышенную микротвердость ( $720 \pm 40$  HV<sub>0,1</sub> у покрытия с добавкой 15 мас. % TiC и  $770 \pm 60$  HV<sub>0,1</sub> у покрытия с добавкой 25 мас. % TiC) по сравнению с исходным покрытием ПГ-СР2, характеризуются наибольшими диаметрами пятен контакта после  $10^4$  циклов нагружения (см. рисунок 5.10в, г). Это может быть обусловлено наличием в композиционных покрытиях ПГ-СР2 – TiC несплошностей (см. рисунки 5.8в, г; 5.9б), которые, снижая сопротивление материала пластическому деформированию, способствуют увеличению диаметра лунки при циклическом контактном нагружении на стадии пластического течения (до возникновения и развития усталостных трещин). После  $3 \times 10^5$  циклов нагружения, у покрытия с добавкой 25 мас. % TiC наблюдается значительное увеличение пятна контакта по сравнению с покрытием, содержащим 15 мас. % TiC (см. рисунок 5.10в, г). По-видимому, это обусловлено наличием в композиционном покрытии с добавкой 25 мас. % TiC более крупных карбидов титана, оказывающих охрупчивающее влияние, и большего количества несплошностей, чем в покрытии с 15 мас. % TiC (см. рисунки 5.8в, г; 5.9б). Несплошности, присутствующие в композиционных покрытиях ПГ-СР2 – TiC, также приводят к охрупчиванию, поскольку могут явиться местами зарождения микротрещин. Следовательно, увеличение количества карбида титана TiC в покрытии с 15 до 25 мас. % оказывает сильное охрупчивающее влияние и

приводит к снижению контактной выносливости композиционных покрытий, содержащих карбиды титана, в условиях контактно-усталостного нагружения.

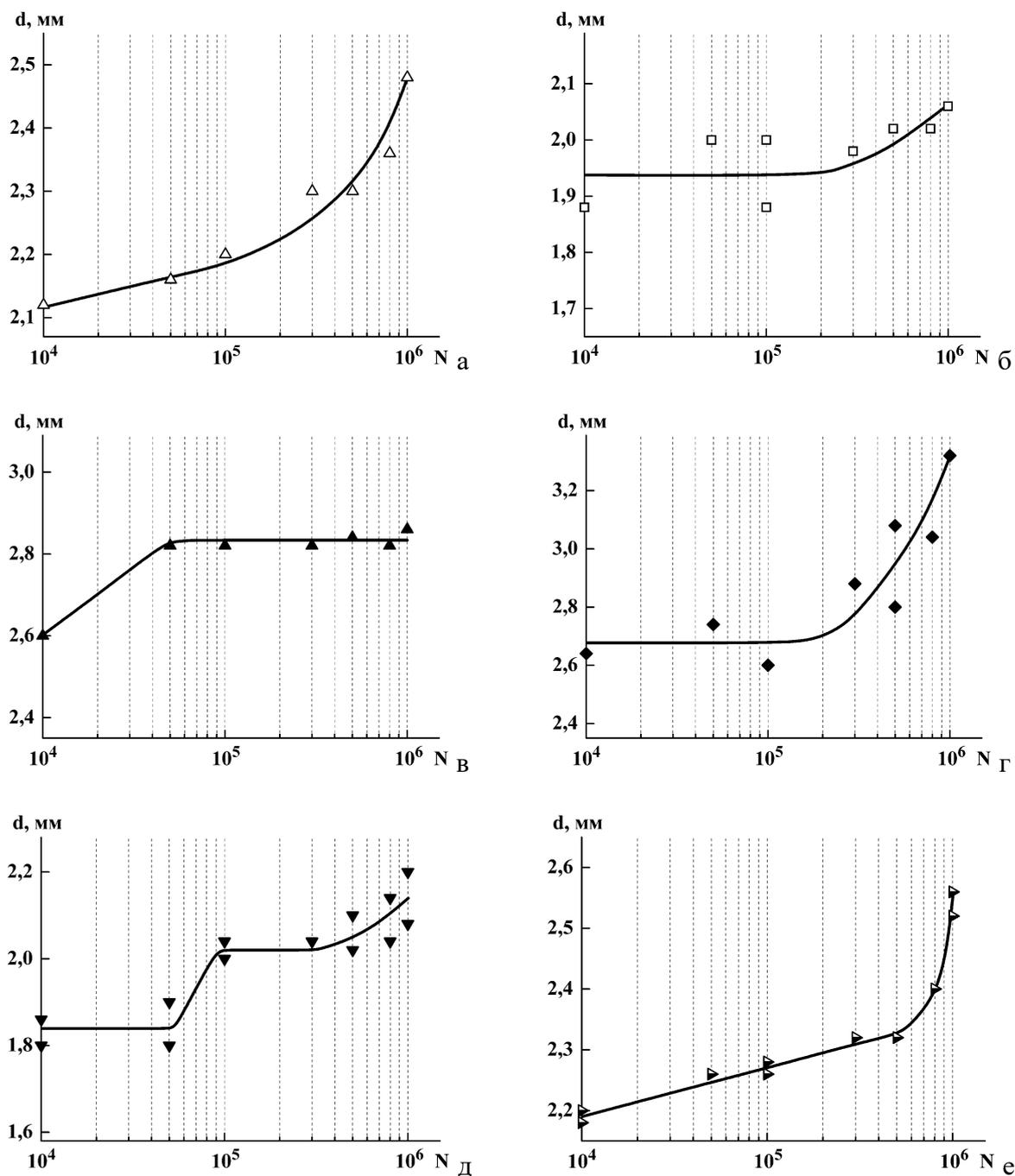


Рисунок 5.10 – Влияние числа циклов нагружения  $N$  на диаметр пятна контакта  $d$  после контактно-усталостных испытаний покрытий ПГ-СР2 (а), ПГ-10Н-01 (б), ПГ-СР2 с добавками 15 мас. % TiC (в), 25 мас. % TiC (г) и 15 мас. % Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> (д), ПГ-10Н-01 после дополнительной термической обработки (е)

У композиционного покрытия ПГ-СР2 с добавкой Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>, диаметр пятна контакта после  $10^4$  циклов нагружения меньше (см. рисунок 5.10д), чем у базового покрытия ПГ-СР2 (см. рисунок 5.10а). Это также обусловлено более высокой твердостью композиционного покрытия

ПГ-СР2 –  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  по сравнению с твердостью базового покрытия ПГ-СР2, и, соответственно, повышенной способностью композиционного покрытия сопротивляться пластическому деформированию при контактном нагружении. С увеличением числа циклов контактного нагружения до  $5 \times 10^4$  диаметр пятна контакта практически не изменяется. При числе циклов нагружения  $10^5$  наблюдается резкий рост диаметра пятна контакта. Дальнейшее нагружение до  $3 \times 10^5$  циклов снова сопровождается стабилизацией диаметра пятна контакта, а при увеличении числа циклов нагружения от  $5 \times 10^5$  до  $10^6$  наблюдается непрерывный рост размера контактных повреждений (см. рисунок 5.10д), однако этот рост существенно менее интенсивный, чем у базового покрытия ПГ-СР2 (см. рисунок 5.10а). Следовательно, крупные карбиды хрома  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  при содержании в количестве 15 мас. % практически не оказывают охрупчивающее влияние и повышают контактную выносливость композиционного покрытия в условиях контактно-усталостного нагружения.

Для повышения контактно-усталостной прочности покрытий благоприятным считается наличие в структуре дисперсных и плотных карбидов, равномерно распределенных в матрице [399]. Однако полученные результаты свидетельствуют о том, что возможно создание композиционных покрытий, содержащих крупные частицы упрочняющих фаз, в частности ПГ-СР2 – 15%TiC и ПГ-СР2 – 15% $\text{Cr}_3\text{C}_2$ , контактная выносливость которых не будет существенно уступать контактной выносливости покрытий с дисперсными упрочняющими фазами, а другие важные эксплуатационные характеристики, например износостойкость, могут быть существенно выше [360, 364, 365].

У покрытия ПГ-10Н-01 после высокотемпературного ( $1025\text{ }^\circ\text{C}$ ) отжига, диаметр пятна контакта после  $10^4$  циклов нагружения больше (см. рисунок 5.10е), чем у исходного покрытия ПГ-10Н-01 (см. рисунок 5.10б), и находится на уровне покрытия ПГ-СР2 (см. рисунок 5.10а). При этом твердость покрытия ПГ-10Н-01 после дополнительной термической обработки ( $1030 \pm 220\text{ HV}_{0,1}$ ) существенно выше, чем у покрытия ПГ-СР2 ( $590 \pm 20\text{ HV}_{0,1}$ ). По-видимому, это обусловлено грубодисперсной структурой покрытия ПГ-10Н-01, подвергнутого высокотемпературному отжигу, и наличием в структуре данного покрытия силицидов никеля (см. рисунок 5.8е), что оказывает охрупчивающее влияние в условиях контактно-усталостного нагружения. С увеличением числа циклов контактного нагружения до  $5 \times 10^5$  наблюдается непрерывный рост диаметра пятна контакта, а при увеличении числа циклов нагружения от  $8 \times 10^5$  до  $10^6$  наблюдается резкий рост размера контактных повреждений (см. рисунок 5.10е). Наблюдаемый характер изменения диаметра пятна контакта у покрытия ПГ-10Н-01 после дополнительной термической обработки с увеличением числа циклов нагружения (см. рисунок 5.10е) в целом соответствует изменению размера контактных повреждений у покрытия ПГ-СР2 (см. рисунок 5.10а).

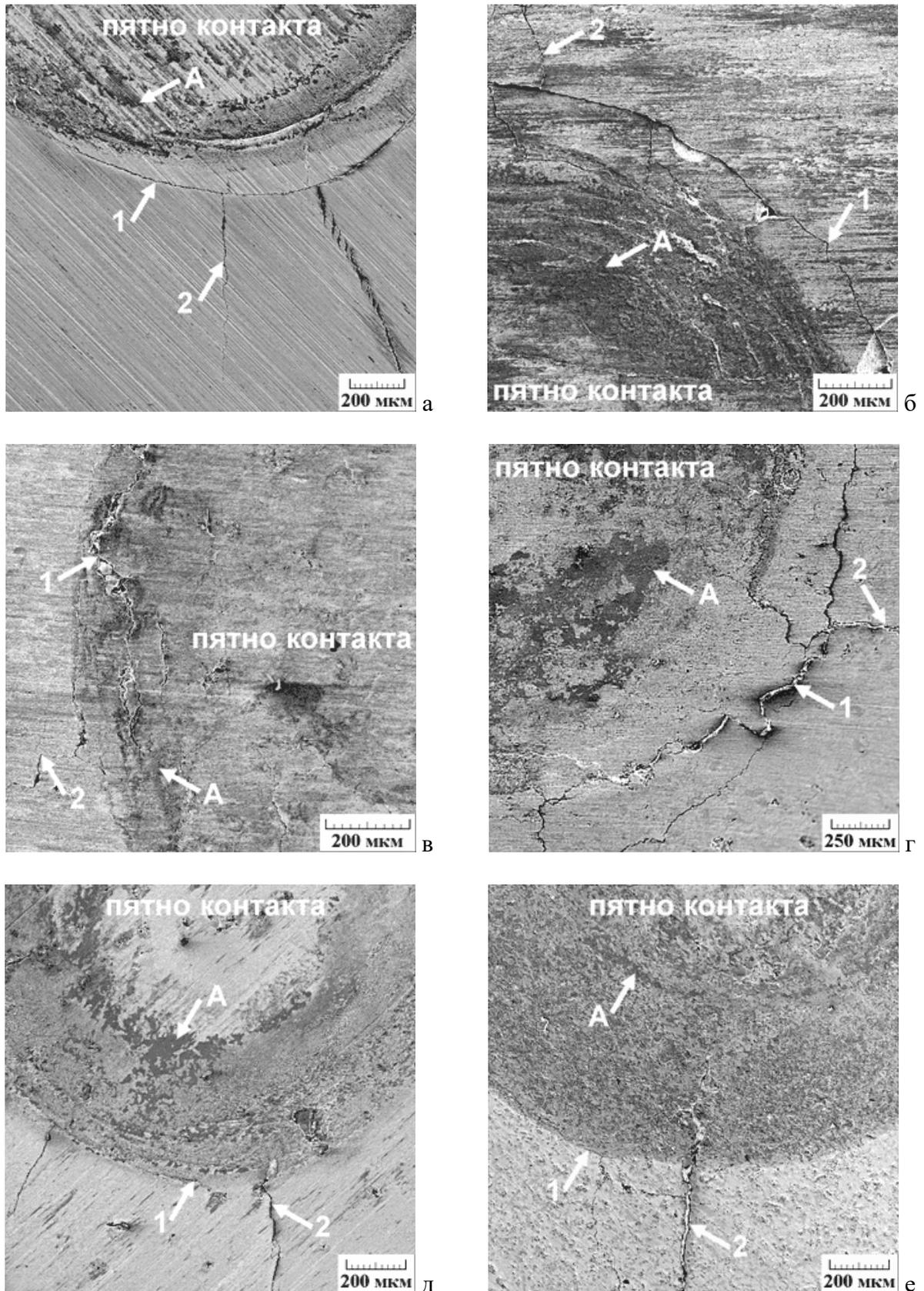


Рисунок 5.11 – Вид пятен контакта (СЭМ) после контактно-усталостных испытаний с числом циклов нагружения  $N = 10^6$  покрытий ПГ-СР2 (а), ПГ-10Н-01 (б), ПГ-СР2 с добавками 15 мас. % TiC (в), 25 мас. % TiC (г) и 15 мас. %  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  (д), ПГ-10Н-01 после дополнительной термической обработки (е). Стрелками 1 указаны кольцевые трещины, стрелками 2 – радиальные трещины, стрелками А – участки фреттинг-износа поверхности

Электронно-микроскопическое исследование пятен контакта (рисунок 5.11) показало, что в процессе контактно-усталостного нагружения исследованных покрытий развиваются процессы трещинообразования, характеризующиеся возникновением многочисленных кольцевых и радиальных трещин, а также процессы фреттинг-износа. Кольцевые трещины (указаны стрелками 1 на рисунке 5.11), возникающие на поверхности покрытия в периферийной области пятна контакта – зоне действия максимальных растягивающих радиальных напряжений, способствуют снятию остаточных напряжений внутри покрытия [208] и когезионному разрушению (скалыванию покрытия у края лунки, см. рисунок 5.11б). Радиальные трещины возникают, по-видимому, как результат релаксации растягивающих тангенциальных напряжений, зарождаются на кольцевых трещинах (указаны стрелками 2 на рисунке 5.11) и распространяются по поверхности покрытия от фронта разрушения.

У покрытия ПГ-СР2 образование выраженных кольцевых трещин наблюдается уже после  $10^4$  циклов нагружения. При числе циклов  $3 \times 10^5$  кольцевые трещины полностью сформированы и при дальнейшем нагружении наблюдается резкий рост диаметра пятна контакта (см. рисунок 5.10а), обусловленный когезионным скалыванием ослабленного трещинами поверхностного слоя покрытия. У покрытия ПГ-10Н-01 начальная стадия образования кольцевых трещин наблюдается только при  $3 \times 10^5$  циклов нагружения. Более слабое развитие кольцевых трещин у покрытия ПГ-10Н-01 обуславливает незначительный рост диаметра пятен контакта даже при  $10^6$  циклов нагружения (см. рисунок 5.10б). При этом количество и протяженность радиальных трещин у покрытия ПГ-10Н-01 также существенно меньше, чем у покрытия ПГ-СР2.

Развитию трещинообразования на поверхности композиционных покрытий ПГ-СР2 – TiC при циклическом контактном нагружении способствуют наличие значительного количества микронесплошностей вблизи крупных карбидов титана (см. рисунок 5.9б) и сильная неоднородность структуры данных покрытий (см. рисунок 5.8в, г). После  $3 \times 10^5$  циклов нагружения, у покрытия ПГ-СР2 – TiC с добавкой 25 мас. % TiC наблюдается ускоренное развитие трещин, что приводит к большему количеству и протяженности кольцевых и радиальных трещин по сравнению с покрытием ПГ-СР2 – TiC с добавкой 15 мас. % TiC (см. рисунок 5.11в, г). Соответственно, это сопровождается интенсивным ростом диаметра пятна контакта у покрытия ПГ-СР2 – TiC с добавкой 25 мас. % TiC при дальнейшем нагружении вплоть до  $10^6$  циклов (см. рисунок 5.10г).

У композиционного покрытия ПГ-СР2 – Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> с добавкой 15 мас. % Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> образование выраженных кольцевых трещин наблюдается уже после  $10^4$  циклов нагружения. При числе циклов  $5 \times 10^4$  кольцевые трещины полностью сформированы, и дальнейшее нагружение приводит к когезионному скалыванию, что и обуславливает резкий рост диаметра пятна контакта при числе циклов  $10^5$  (см. рисунок 5.10д). Однако в отличие от базового покрытия ПГ-

CP2, при контактно-усталостном нагружении композиционного покрытия ПГ-CP2 –  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  трещины развиваются менее интенсивно. Это может быть обусловлено сильным упрочняющим действием частиц  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ , которые сдерживают распространение трещин. Менее интенсивное развитие трещин приводит к тому, что для формирования разрушающих трещин требуется более продолжительное время, и процесс развития трещин характеризуется стабилизацией диаметра пятна контакта. Поэтому при контактно-усталостном нагружении композиционного покрытия ПГ-CP2 –  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  на зависимости диаметра пятна контакта от числа циклов нагружения (см. рисунок 5.10д) наблюдается выраженное чередование участков, для которых размер контактных повреждений практически не изменяется, с участками, для которых наблюдается рост размера контактных повреждений.

У покрытия ПГ-10Н-01, подвергнутого высокотемпературному ( $1025\text{ }^\circ\text{C}$ ) отжигу, образование выраженных кольцевых трещин наблюдается уже после  $10^4$  циклов нагружения. При числе циклов  $5 \times 10^5$  кольцевые трещины полностью сформированы и при дальнейшем нагружении наблюдается резкий рост диаметра пятна контакта (см. рисунок 5.10е), обусловленный когезионным скалыванием ослабленного трещинами поверхностного слоя покрытия.

Исследование поперечного сечения пятен контакта (рисунок 5.12) также выявило наличие в покрытиях подповерхностных трещин, наблюдаемых как в объеме покрытия, так и на границе со стальной основой. Отметим, что подповерхностные трещины могут неоднократно пересекать границу с основой, распространяясь то в покрытии, то в основе (обозначены стрелками 3 на рисунке 5.12). Это свидетельствует о хорошей адгезионной связи покрытия со стальной основой, а также о прочности такого соединения в условиях контактного нагружения. В противном случае, трещины должны были бы распространяться по границе покрытия с основой. Отметим, что подобное растрескивание наблюдали в поверхностном слое упрочненных лазером опор качения буровых долот [278].

При циклическом контактом нагружении покрытий также наблюдается образование вертикальных трещин (обозначены стрелками 4 на рисунке 5.12). Это связано с действием изгибающих напряжений, возникающих из-за несоответствия жесткости покрытия и стальной основы [400]. В результате образования вертикальных трещин происходит вдавливание покрытия в основу (см. рисунок 5.12г). Следует отметить, что вертикальные трещины не проникают в основу напрямую, а порождают более мелкие трещины, которые и распространяются в основе покрытия (обозначены стрелками 5 на рисунке 5.12). Это может быть обусловлено высокой пластичностью основы, которая изготовлена из низкоуглеродистой стали.

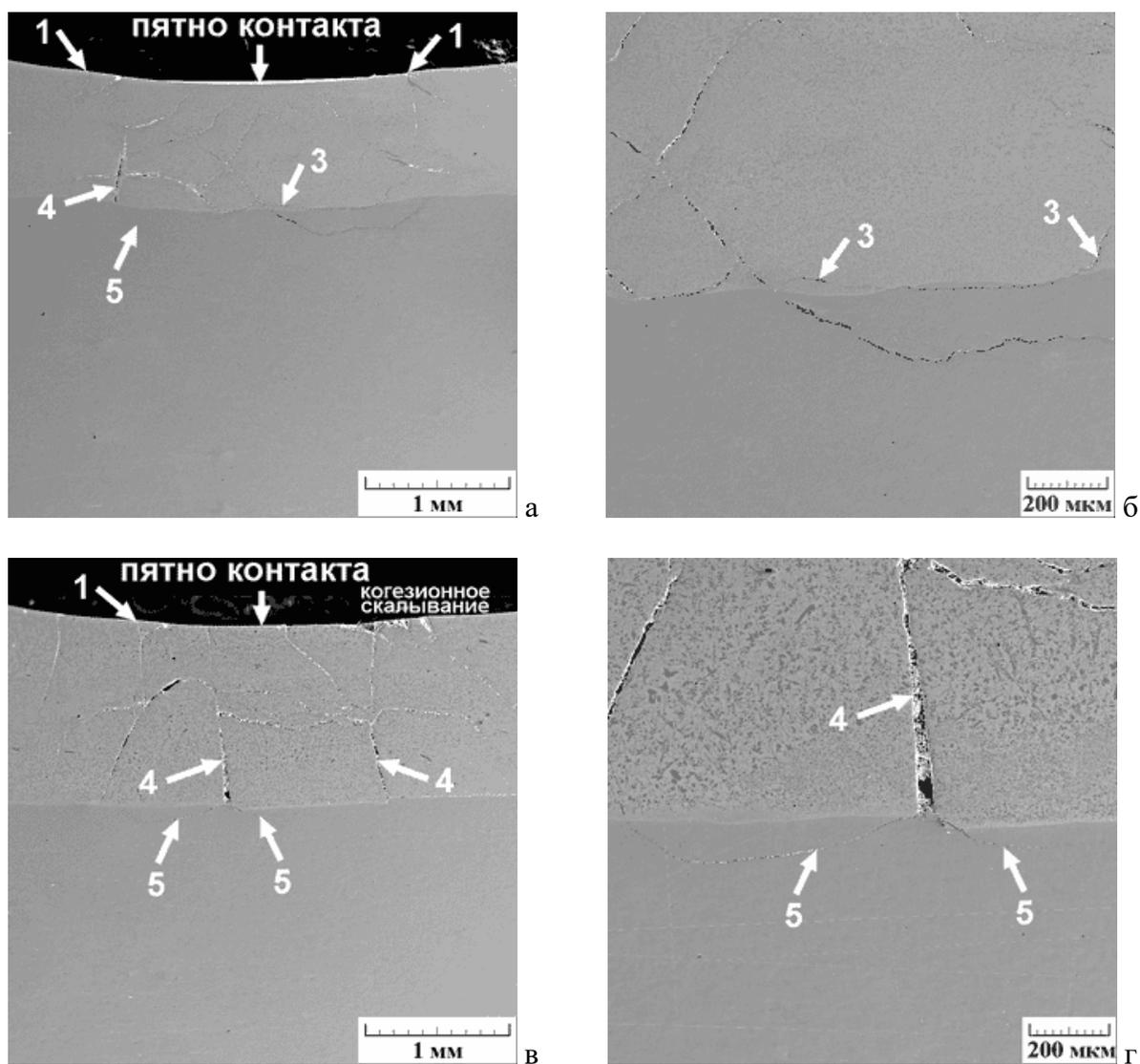


Рисунок 5.12 – Вид пятен контакта (СЭМ) в поперечном сечении после контактно-усталостных испытаний с числом циклов нагружения  $N = 10^6$  покрытий ПГ-СР2 (а, б) и ПГ-10Н-01 (в, г). Стрелками 1 указаны кольцевые трещины, стрелками 3 – подповерхностные трещины, стрелками 4 – вертикальные трещины; стрелками 5 – трещины в основе покрытия

Фреттинг-износ наблюдается для всех исследованных покрытий уже после  $10^4$  циклов нагружения и характеризуется появлением вблизи краев пятен контакта характерных темных участков (указаны стрелками А на рисунке 5.11), площадь которых увеличивается с ростом числа циклов нагружения. Исследование химического состава этих участков методом рентгеноспектрального микроанализа (рисунок 5.13; количественный элементный анализ проводился по точкам вдоль линий сканирования, обозначенных стрелками на рисунке 5.13а, б) показало, что при контактно-усталостном нагружении исследованных покрытий происходит насыщение атомами кислорода поверхностного слоя внутри пятен контакта с образованием оксидных пленок.

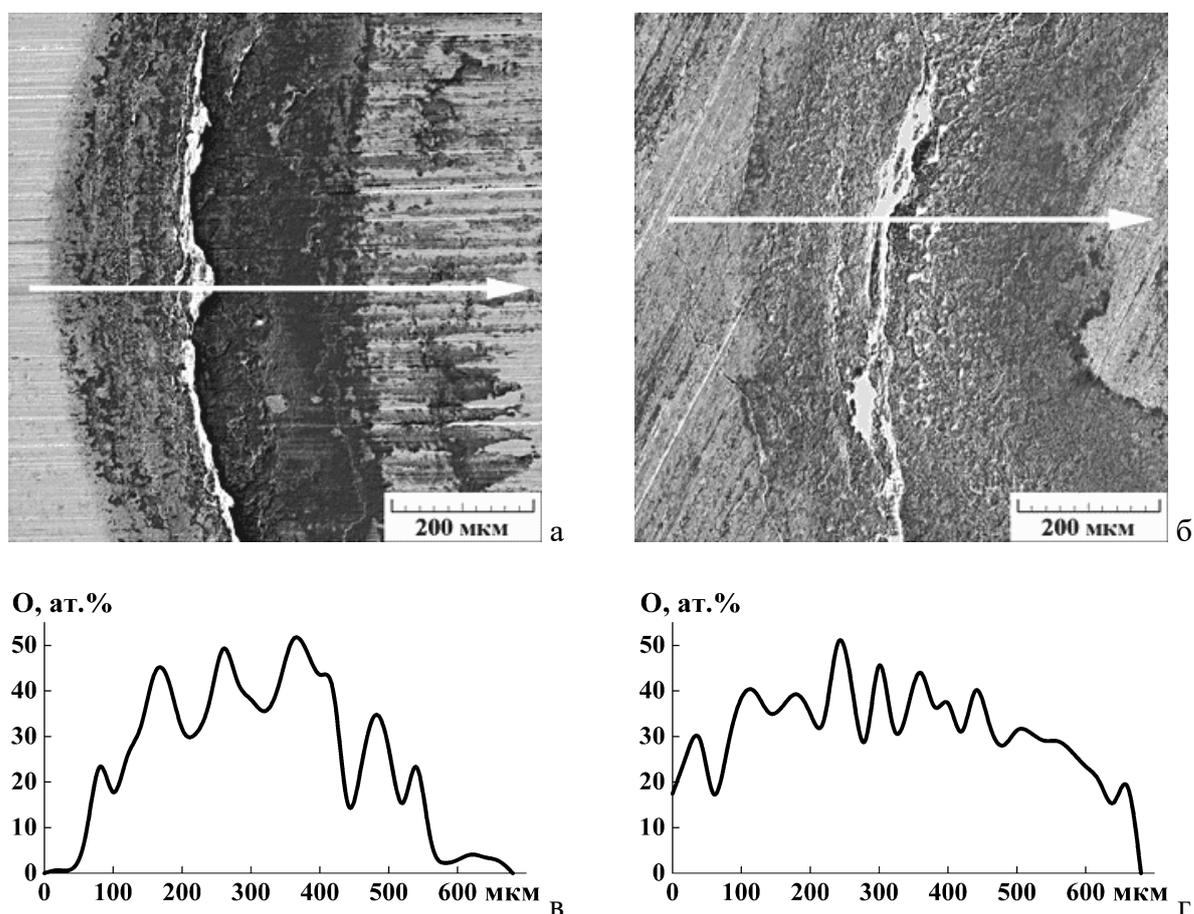


Рисунок 5.13 – Вид пятен контакта (а, б) и распределение кислорода в поверхностном слое (в, г) после контактно-усталостных испытаний с числом циклов нагружения  $N = 10^6$  покрытий ПГСР (а, в) и ПГ-10Н-01(б, г). Стрелками обозначены линии сканирования, вдоль которых проводили точечный количественный элементный анализ (а,б – СЭМ; в,г – ЭДС)

Необходимо отметить, что в центральной части пятен контакта не наблюдается образования оксидных пленок. Это обусловлено тем, что в центральной зоне не происходит скольжения контактирующих поверхностей друг относительно друга и, соответственно, не развиваются процессы фреттинг-износа [209]. Возникновение твердых растворов кислорода в поверхностном слое покрытий при фреттинг-износе также может способствовать формированию трещин в периферийной области пятна контакта, где и развивается фреттинг. Однако кольцевые и радиальные трещины возникают и в более удаленных от центра пятна контакта зонах, где отсутствуют признаки фреттинг-износа (см. рисунок 5.11). Известно, что покрытия, содержащие такие элементы, как хром и железо, образуют на своей поверхности гладкие оксидные пленки, которые, снижая коэффициент трения, препятствуют фреттинг-износу [401]. Поэтому наблюдаемые процессы фреттинг-износа исследованных хромоникелевых покрытий, содержащих несколько процентов железа и 11,1-18,2 % хрома (см. таблицу 5.1), по-видимому, не оказывают существенного влияния на уровень контактных повреждений поверхности при данных условиях контактно-усталостного нагружения.

### 5.3 Структура и механические свойства наплавленного лазером CoNiCrW покрытия

#### 5.3.1 Микроструктура, фазовый состав и микротвердость CoNiCrW покрытия после лазерной наплавки

В результате двухслойной лазерной наплавки порошка ПГ-10К-01 на поверхности пластины из стали Ст3 формируются кобальтхромоникелевое покрытие, общий вид которого приведен на рисунке 5.14а. Структура покрытия характеризуется дендритным строением (рисунок 5.14б). Исследование химического состава покрытия методом рентгеноспектрального микроанализа показало, что легирующие элементы достаточно равномерно распределены по толщине покрытия (рисунок 5.15). При этом среднее содержание легирующих элементов в покрытии близко к их содержанию в наплавляемом порошке.

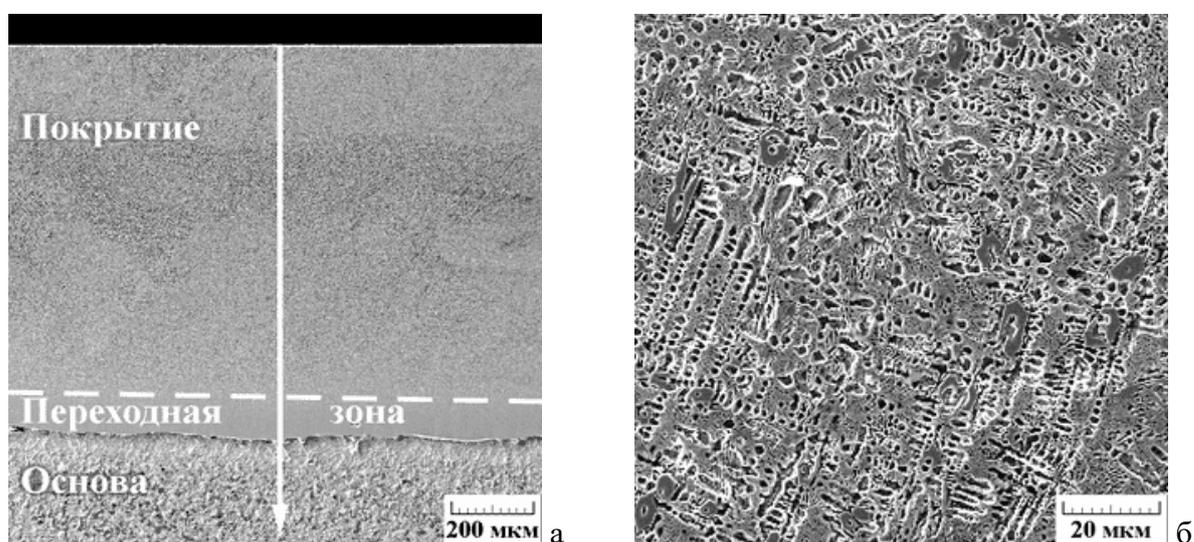


Рисунок 5.14 – Общий вид (а) и дендритная структура (б) покрытия ПГ-10К-01 после лазерной наплавки. Стрелкой обозначена линия сканирования, вдоль которой проводили точечный количественный элементный анализ (а,б – СЭМ)

Отметим наличие достаточно широкой, порядка 100 мкм, переходной зоны (см. рисунок 5.14), в которой наблюдается резкие колебания химического состава (см. рисунок 5.15). Это свидетельствует об интенсивном перемешивании покрытия с материалом основы и обусловлено высоким содержанием кобальта в покрытии. Известно, что кобальт при содержании более 12 мас. % повышает поверхностное натяжение железоуглеродистых сплавов [402]. При оплавлении стальной основы, происходит перемешивание материала основы с материалом покрытия, содержащим порядка 36 мас. % кобальта. Это приводит к усилению конвекционных потоков в расплаве [403], что, в свою очередь, способствует формированию более широкой переходной зоны (см. рисунок 5.14). В покрытиях из хромоникелевых сплавов системы NiCrBSi, в частности ПГ-CP2, ПГ-10Н-01 и композиционных покрытий на их основе,

ширина переходной зоны значительно меньше, не более 5-20 мкм (см. рисунки 5.4; 5.5), и характеризуется плавным изменением химического состава [357].

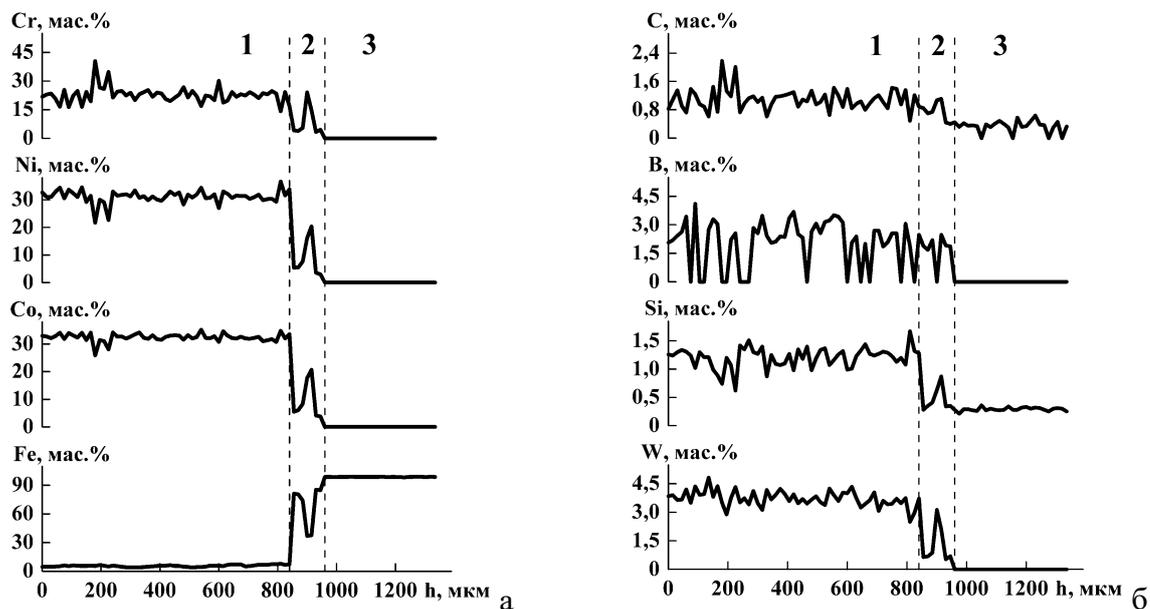


Рисунок 5.15 – Распределение легирующих элементов (количественный ЭДС анализ) по толщине покрытия ПГ-10К-01 после лазерной наплавки (1 – покрытие; 2 – переходная зона; 3 – основа)

По данным рентгеноструктурного (рисунок 5.16а) и микрорентгеноспектрального (рисунок 5.16б-з) анализа, металлическую матрицу покрытия ПГ-10К-01 после лазерной наплавки составляют пересыщенный твердый раствор на основе Ni и Co (микротвердость 320-400 HV) с ГЦК решеткой ( $\gamma$ -фаза) [379] и эвтектика, состоящая из  $\gamma$ -фазы и борида CoB (микротвердость 1850-3170 HV) с орторомбической решеткой [404, 405]. При этом микротвердость эвтектики составила 420-520 HV. Упрочняющими фазами покрытия ПГ-10К-01 являются карбид  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  (микротвердость 1000-1150 HV) с ГЦК решеткой [386] и карборид Cr(B,C) (микротвердость 1460-2180 HV) с орторомбической решеткой [390] (см. рисунок 5.16в), размер которых находится в пределах 1-10 мкм. Средняя микротвердость поверхности покрытия ПГ-10К-01 составляет  $810 \pm 30 \text{ HV}_{0,1}$ . Отметим, что карбиды вольфрама отсутствуют в структуре покрытия. Это обусловлено недостаточно высоким (4,1 мас. %) содержанием вольфрама в сплаве. При кристаллизации покрытия карбиды вольфрама не выделяются, если содержание вольфрама ниже предела его растворимости в матрице [379]. Кроме того, присутствие хрома в сплаве также затрудняет образование карбидов вольфрама. Хром оказывает сильное влияние на кинетику карбидообразования, и может препятствовать выделению карбидов молибдена и вольфрама [406], несмотря на то, что эти элементы являются более сильными карбидообразователями.

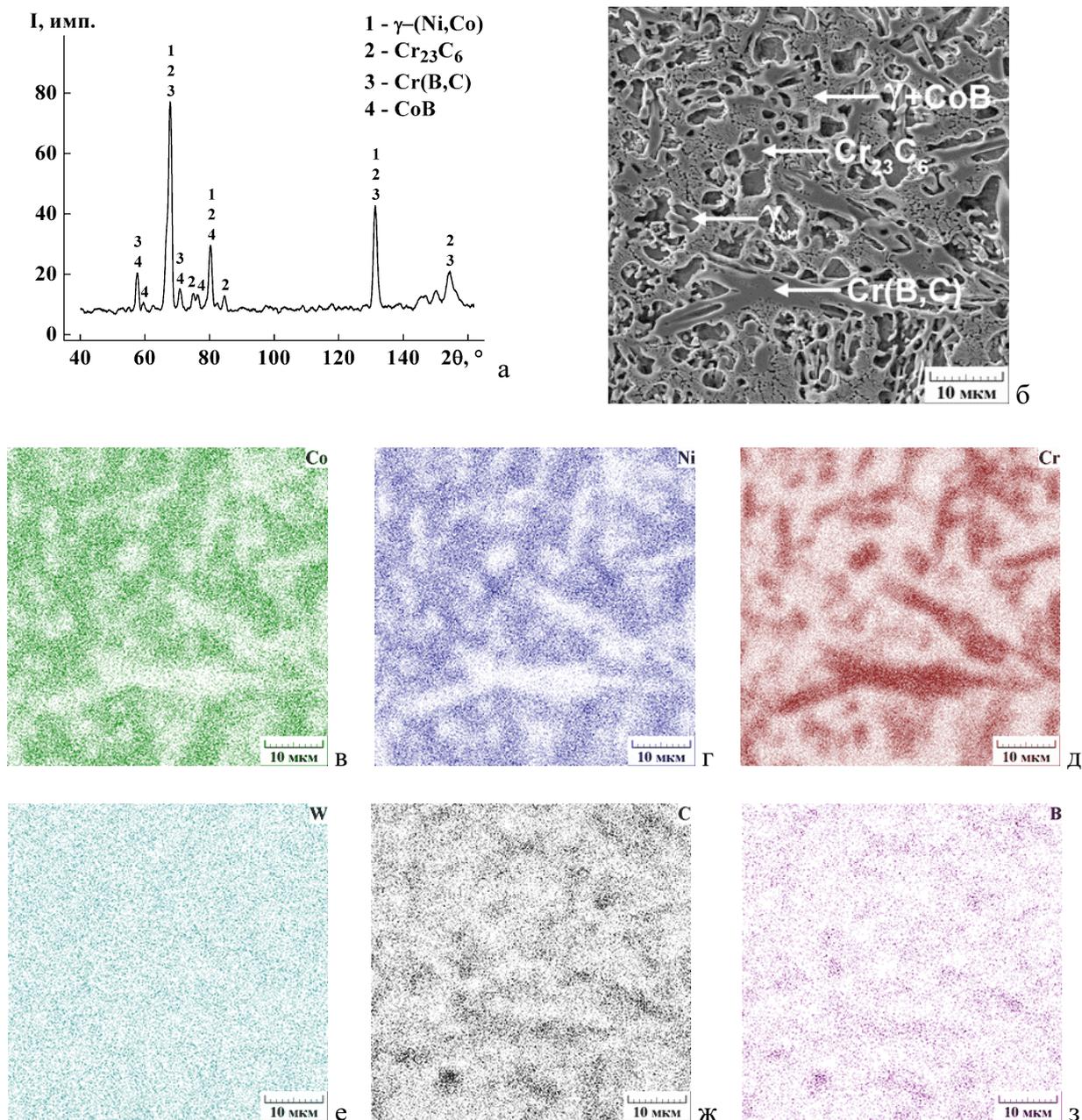


Рисунок 5.16 – Рентгеновская дифрактограмма (а), микроструктура (б) и карты распределения легирующих элементов в микроструктуре (в-з) покрытия ПГ-10К-01 после лазерной наплавки (б – СЭМ; в-з – ЭДС)

На рисунке 5.17 представлены результаты измерения микротвердости по толщине покрытия ПГ-10К-01. Видно, что покрытие ПГ-10К-01 характеризуется некоторым разбросом значений микротвердости. Это обусловлено тем, что твердость упрочняющих фаз, в частности, карбоборида  $\text{Cr}(\text{B},\text{C})$ , существенно превосходит твердость матрицы. Поэтому даже небольшие неравномерности распределения частиц упрочняющих фаз по толщине покрытия, которые наблюдаются экспериментально, могут повлиять на микротвердость. Отметим, что разброс значений микротвердости по толщине покрытия ПГ-10К-01 в целом не больше, чем, например, у хромоникелевого покрытия ПГ-10Н-01 (см. рисунок 5.6б). В переходной зоне наблюдается

существенно более сильный разброс значений микротвердости, связанный с отмеченными ранее резкими колебаниями химического состава в этой зоне (см. рисунок 5.15).

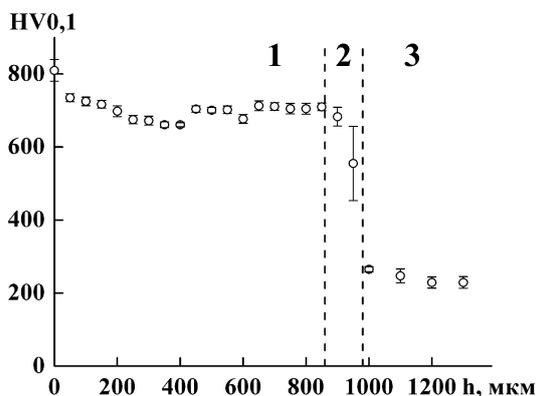


Рисунок 5.17 – Распределение микротвердости HV0,1 по толщине h покрытия ПГ-10К-01 после лазерной наплавки (1 – покрытие; 2 – переходная зона; 3 – основа)

### 5.3.2 Влияние морфологии структуры на особенности деформирования и разрушения наплавленного лазером CoNiCrW покрытия при контактно-усталостном нагружении

Результаты контактно-усталостных испытаний покрытия ПГ-10К-01 после лазерной наплавки представлены на рисунках 5.18–5.20. Видно, что у данного покрытия диаметр пятна контакта после  $10^4$  циклов нагружения составляет 2,09 мм (см. рисунок 5.18) и имеет промежуточное значение между диаметрами пятен контакта у покрытий ПГ-СР2 (см. рисунок 5.10а) и ПГ-10Н-01 (см. рисунок 5.10б). С увеличением числа циклов контактного нагружения до  $5 \times 10^4$ , диаметр пятна контакта возрастает до 2,19 мм. Дальнейшее нагружение до  $3 \times 10^5$  циклов сопровождается стабилизацией диаметра пятна контакта. При числе циклов нагружения  $5 \times 10^5$  наблюдается резкий рост диаметра пятна контакта до 2,3 мм, а при увеличении числа циклов нагружения от  $5 \times 10^5$  до  $10^6$  снова наблюдается стабилизация размера контактных повреждений (см. рисунок 5.18).

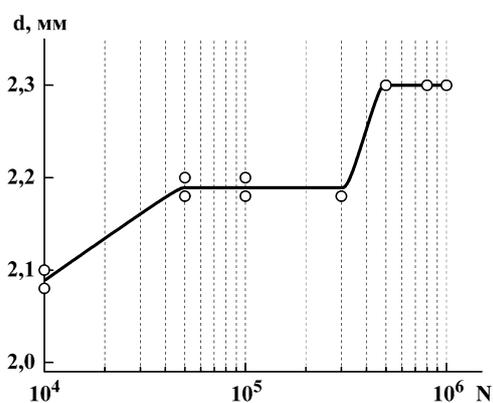


Рисунок 5.18 – Влияние числа циклов нагружения N на диаметр пятна контакта d после контактно-усталостных испытаний покрытия ПГ-10К-01

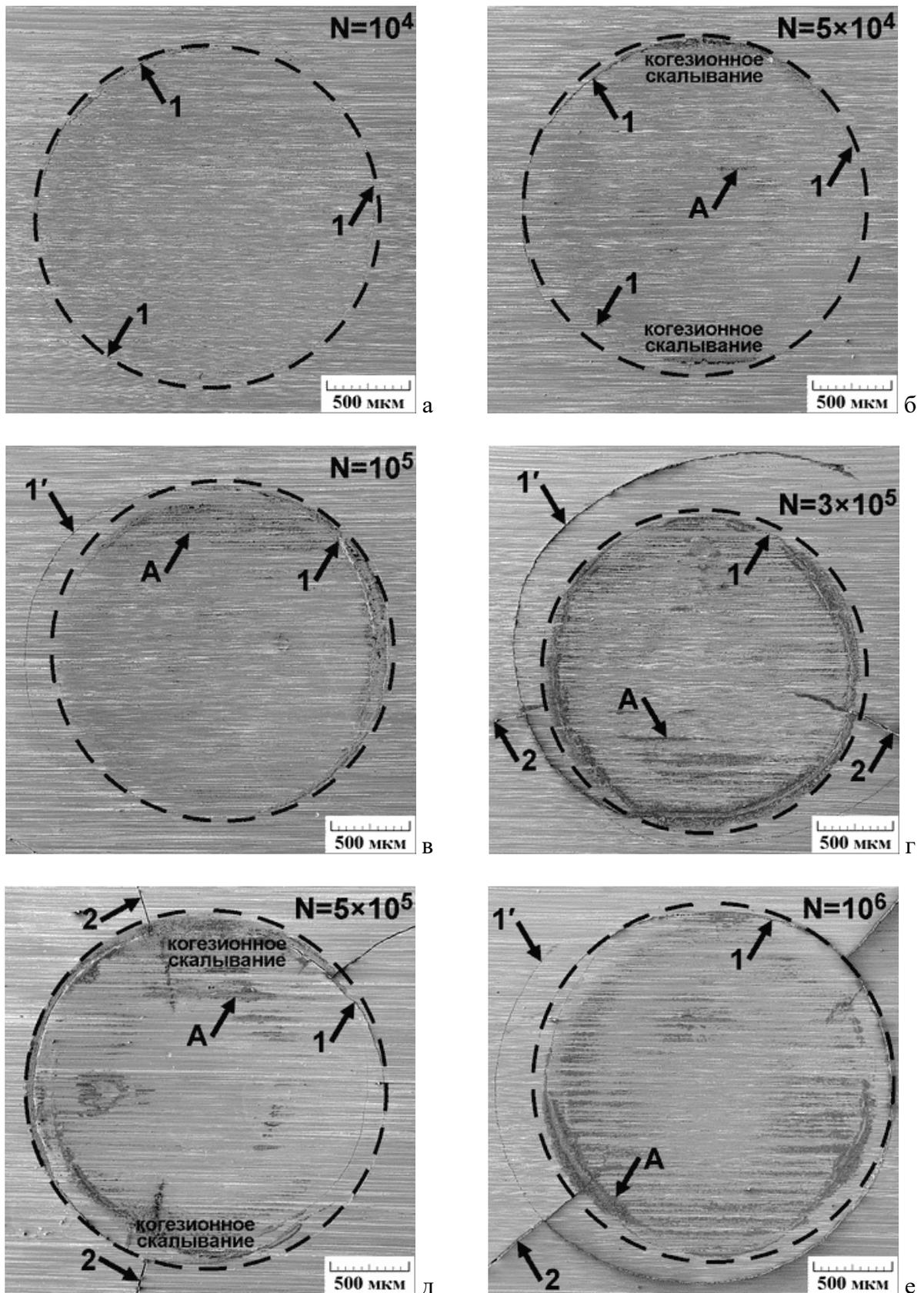


Рисунок 5.19 – Вид пятен контакта (СЭМ) после контактно-усталостных испытаний покрытия ПГ-10К-01 с числом циклов нагружения  $N = 10^4$  (а),  $5 \times 10^4$  (б),  $10^5$  (в),  $3 \times 10^5$  (г),  $5 \times 10^5$  (д) и  $10^6$  (е). Стрелками 1 указаны первичные кольцевые трещины, стрелками 1' – вторичные кольцевые трещины, стрелками 2 – радиальные трещины, стрелками А – участки фреттинг-износа поверхности. Штриховой линией обозначен край пятна контакта

Исследование пятен контакта методом электронной сканирующей микроскопии (рисунок 5.19) показало, что образование выраженных кольцевых трещин (обозначены стрелками 1 на рисунке 5.19) на поверхности покрытия ПГ-10К-01 наблюдается уже после  $10^4$  циклов нагружения (см. рисунок 5.19а). При числе циклов  $5 \times 10^4$  кольцевые трещины полностью сформированы, что приводит к когезионному скалыванию покрытия (см. рисунок 5.19б) и росту диаметра пятна контакта (см. рисунок 5.18). Появляются также характерные темные участки (указаны стрелками А на рисунке 5.19), свидетельствующие о протекании процесса фреттинг-износа. Дальнейшее нагружение до  $10^5$  циклов сопровождается появлением вторичных кольцевых трещин (обозначены стрелками 1' на рисунке 5.19), которые зарождаются на уже имеющихся кольцевых трещинах (см. рисунок 5.19в). При увеличении числа циклов нагружения до  $3 \times 10^5$  продолжается рост вторичных кольцевых трещин, которые закручиваются в спираль вокруг пятна контакта (см. рисунок 5.19г). Образуются также радиальные трещины (обозначены стрелками 2 на рисунке 5.19), распространяющиеся от края пятна контакта по поверхности покрытия (см. рисунок 5.19г). При числе циклов нагружения  $5 \times 10^5$  процесс формирования вторичных кольцевых трещин завершается, и снова происходит когезионное скалывание покрытия (см. рисунок 5.19д) и рост диаметра пятна контакта (см. рисунок 5.18). Внутри пятен контакта также можно наблюдать затертые кольцевые и радиальные трещины, остающиеся там после когезионного скалывания покрытия. Дальнейшее нагружение в диапазоне от  $5 \times 10^5$  до  $10^6$  циклов сопровождается появлением и ростом новых кольцевых и радиальных трещин (см. рисунок 5.19е), то есть повторяются те же самые процессы усталостной деградации покрытия, что и при нагружении в диапазоне от  $5 \times 10^4$  до  $3 \times 10^5$  циклов.

Как было отмечено выше, зависимость диаметра пятна контакта от числа циклов нагружения характеризуется выраженным чередованием участков, для которых размер контактных повреждений практически не изменяется, с участками, для которых наблюдается рост размера контактных повреждений (см. рисунок 5.18). Это обусловлено особенностями трещинообразования в покрытии ПГ-10К-01 при контактно-усталостном нагружении (см. рисунок 5.19). Поскольку трещинообразование является механизмом релаксации напряжений, то для снижения скорости роста трещины и ее торможения должны быть задействованы другие механизмы релаксации. В данном случае это связано с высокой пластичностью покрытия ПГ-10К-01, что характерно для покрытий из сплавов, содержащих кобальт [371, 407]. Повышение пластичности материала усиливает роль дислокационного механизма релаксации напряжений. Напряжения вблизи растущей трещины сосредоточены по обе стороны от ее вершины в малых областях очень большого сдвига. В пластичном материале в этих областях происходит образование большого количества новых дислокаций, что приводит к снятию опасной концентрации напряжений. При этом трещина стоит на месте, потому что из-за снижения

концентрации напряжений отсутствует и механизм распространения [186]. При исчерпании локального ресурса пластичности материала, трещина возобновляет рост и распространяется на соседние участки покрытия. Процесс чередования роста и торможения продолжается до тех пор, пока трещины полностью не сформируются, и не произойдет когезионное скалывание покрытия. Соответственно, процесс развития трещин характеризуется стабилизацией диаметра пятна контакта, а когезионное скалывание покрытия – ростом размера контактных повреждений. Отметим, что с увеличением диаметра пятна контакта, процесс развития трещин характеризуется большей продолжительностью (см. рисунки 5.18, 5.19). Это очевидно обусловлено большей длиной кольцевых трещин, необходимой для реализации когезионного скалывания покрытия.

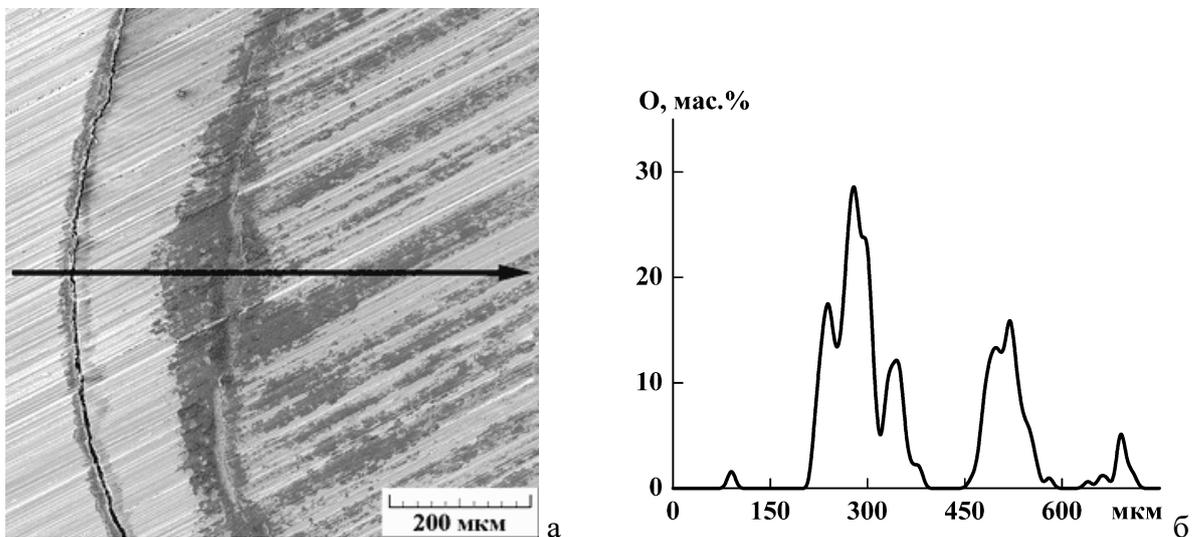


Рисунок 5.20 – Вид пятна контакта (а) и содержание кислорода в поверхностном слое (б) после контактно-усталостных испытаний с числом циклов нагружения  $N = 10^6$  покрытия ПГ-10К-01. Стрелкой обозначена линия сканирования, вдоль которой проводили точечный количественный элементный анализ (а – СЭМ; б – ЭДС)

Фреттинг-износ покрытия ПГ-10К-01 при контактно-усталостном нагружении (см. рисунок 5.19) сопровождается насыщением атомами кислорода поверхностного слоя внутри пятен контакта, что приводит к образованию оксидных пленок (рисунок 5.20). Отметим также наличие оксидных пленок на краях растущих вторичных кольцевых трещин (см. рисунки 5.19; 5.20), обусловленное трением между краями трещины при циклическом нагружении. При этом в центральной зоне пятен контакта процессы фреттинг-износа не развиваются, поскольку в этой зоне контактирующие поверхности не скользят друг относительно друга [209]. Наблюдаемые процессы фреттинг-износа покрытия ПГ-10К-01, по-видимому, не оказывают существенного влияния на размер контактных повреждений поверхности при данных условиях контактно-усталостного нагружения. Это обусловлено тем, что образующиеся оксидные пленки снижают коэффициент трения в зоне контакта, если в составе покрытия содержатся такие элементы, как

хром и железо [401], что, в свою очередь, препятствуют его дальнейшему разрушению. Следует также подчеркнуть, что процессы фреттинг-износа у покрытия ПГ-10К-01 развиваются медленнее, чем у хромоникелевых покрытий ПГ-СР2 и ПГ-10Н-01. Для этих покрытий характерные признаки фреттинг-износа наблюдались уже после  $10^4$  циклов контактного нагружения.

Таким образом, контактная выносливость наплавленных лазером хромоникелевых покрытий существенно отличается. По степени возрастания контактной выносливости (уменьшения размера контактных повреждений), исследуемые покрытия можно расположить следующим образом: ПГ-СР2 – 25% TiC, ПГ-СР2 – 15% TiC, ПГ-10Н-01 после отжига, ПГ-СР2, ПГ-10К-01, ПГ-СР2 – 15%  $Cr_3C_2$ , ПГ-10Н-01.

Следует также отметить, что в работах [a15, a25, a45, a47, a49, a51, a53] показана возможность оценки с помощью вихретокового метода усталостной деградации наплавленных лазером хромоникелевых покрытий при многоцикловом контактно-усталостном нагружении по схеме пульсирующего неударного контакта «шар-плоскость». При этом для различных покрытий контроль имеет существенные особенности, которые определяет совокупное действие таких факторов, как трещинообразование, рост плотности дислокаций (механический наклеп), когезионное скалывание и уплотнение покрытий из-за залечивания при деформировании содержащихся в них несплошностей. Поэтому на зависимостях сигнала вихретокового преобразователя от числа циклов нагружения могут наблюдаться локальные минимумы, стабилизация, плавный рост и плавное снижение. Необходимо также учитывать глубину анализируемого слоя, которую определяет частота возбуждения вихретокового преобразователя. С увеличением частоты в большей степени анализируется тонкий поверхностный слой, в котором преимущественно и развиваются процессы усталостной деградации.

#### **5.4 Оценка контактной выносливости наплавленных лазером NiCrBSi и CoNiCrW покрытий с помощью метода микроиндентирования**

Как было показано выше, размер пятна контакта определяется двумя основными факторами: 1) пластическим деформированием (течением материала) поверхностного слоя покрытий под действием циклического контактного нагружения и 2) трещинообразованием, которое ослабляет поверхностный слой и способствует увеличению диаметра пятна контакта. Именно за счет интенсивного трещинообразования у покрытий ПГ-СР2, ПГ-СР2 – TiC с добавкой TiC в количестве 25 мас. % и ПГ-10Н-01 после высокотемпературного (1025 °С) отжига при определенном числе циклов нагружения наблюдается ускоренный рост размера пятна контакта (см. рисунок 5.10а, г, е) по сравнению с покрытиями ПГ-10Н-01, ПГ-СР2 – TiC с

добавкой TiC в количестве 15 мас. %, ПГ-CP2 – Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> с добавкой Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> в количестве 15 мас. % и ПГ-10К-01 (см. рисунки 5.10б, в, д; 5.18).

Трещинообразование более активно развивается в условиях многократного микропластического деформирования поверхностного слоя в условиях циклического сжатия [210]. Поэтому оба указанных фактора (и пластическое деформирование, и трещинообразование), определяющие размер пятна контакта, и, соответственно, стойкость при контактно-усталостном нагружении, обусловлены способностью материала сопротивляться пластической деформации при циклическом нагружении. В главе 1 был предложен новый подход для оценки способности материалов выдерживать повторяющиеся контактные нагрузки в условиях контактно-усталостного нагружения с использованием метода микроиндентирования (однократное нагружение). Однако, как было отмечено выше, на контактную стойкость и трещинообразование материалов с карбидным упрочнением сильное влияние оказывают морфология [399], а также химический состав и тип карбидов [273]. Поэтому, необходимо комплексное исследование возможности использования метода микроиндентирования для сравнения способности материалов с различным химическим составом и дисперсностью структуры выдерживать повторяющиеся контактные нагрузки в условиях контактно-усталостного нагружения. По размеру упрочняющих фаз, исследованные покрытия можно разделить на две подгруппы: подгруппа покрытий с крупными (50-150 мкм) упрочняющими фазами (ПГ-CP2–15% TiC, ПГ-CP2–25% TiC, ПГ-CP2–15% Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> и ПГ-10Н-01 после высокотемпературного отжига) и подгруппа покрытий с дисперсными (1-10 мкм) упрочняющими фазами (ПГ-CP2, ПГ-10Н-01 и ПГ-10К-01). Кроме того, порошок ПГ-10К-01 относится к другой системе легирования. Таким образом, в комплексе рассматриваются покрытия из сплавов различных систем легирования и с различной дисперсностью упрочняющих фаз.

В таблице 5.3 приведены данные микроиндентирования исследованных покрытий. Из этих данных видно, что при повышении содержания элементов С, Cr и В, образующих упрочняющие фазы (покрытия ПГ-CP2 и ПГ-10Н-01), снижаются значения максимальной и остаточной глубины вдавливания индентора  $h_{\max}$  и  $h_p$ , растут значения твердости по Мартенсу НМ и твердости вдавливания при максимальной нагрузке  $H_{IT}$ . Наблюдается также рост работы обратной упругой деформации вдавливания  $W_e$  и снижение общей механической работы вдавливания  $W_f$ . Контактный модуль упругости  $E^*$  при этом существенно не изменяется.

Покрытие ПГ-10К-01 занимает промежуточное положение между покрытиями ПГ-CP2 и ПГ-10Н-01, однако характеризуется повышенным контактным модулем упругости  $E^*$  (см. таблицу 5.3). Поскольку данные покрытия имеют одни и те же упрочняющие фазы (см. рисунки 5.7а, б; 5.8а, б; 5.16а, б), то это может быть обусловлено различными значениями модуля

упругости составляющих эвтектики, а именно, повышенным модулем упругости борида кобальта CoB по сравнению с боридом никеля Ni<sub>3</sub>B. В частности, модуль упругости борида никеля Ni<sub>3</sub>B составляет порядка 166 ГПа [408], борида кобальта CoB – порядка 380 ГПа [409].

Таблица 5.3 – Результаты микроиндентирования при максимальной нагрузке на индентор Виккерса 1,98 Н для исследованных покрытий

Покрытие	$h_{\max}$ , мкм	$h_p$ , мкм	НМ, ГПа	$H_{IT}$ , ГПа	$E^*$ , ГПа	$W_e$ , мкДж	$W_t$ , мкДж
ПГ-CP2	4,02 ±0,09	3,07 ±0,34	4,7 ±0,2	6,3 ±0,3	195 ±5	0,68 ±0,02	2,63 ±0,07
ПГ-10Н-01	3,43 ±0,08	2,31 ±0,18	6,5 ±0,3	9,7 ±0,5	193 ±12	0,81 ±0,03	2,30 ±0,10
ПГ-10К-01	3,55 ±0,05	2,60 ±0,06	6,0 ±0,2	8,3 ±0,2	233 ±7	0,65 ±0,01	2,36 ±0,06
ПГ-CP2 – 15% TiC	3,99 ±0,11	2,90 ±0,25	4,8 ±0,3	6,9 ±0,3	161 ±22	0,81 ±0,07	2,70 ±0,08
ПГ-CP2 – 25% TiC	3,76 ±0,10	2,67 ±0,99	5,5 ±0,3	7,6 ±0,6	197 ±10	0,72 ±0,05	2,52 ±0,09
ПГ-CP2 – 15% Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	3,44 ±0,05	2,40 ±0,26	6,4 ±0,2	9,3 ±0,3	211 ±5	0,74 ±0,01	2,30 ±0,05
ПГ-10Н-01 после дополнительной термической обработки	3,23 ±0,19	2,22 ±0,19	7,2 ±0,9	10,3 ±1,7	255 ±21	0,67 ±0,04	2,33 ±0,12

Данные микроиндентирования композиционных покрытий и покрытия ПГ-10Н-01 после высокотемпературного (1025 °С) отжига характеризуются тем, что с ростом твердости по Мартенсу НМ и твердости вдавливания при максимальной нагрузке  $H_{IT}$  закономерно снижаются значения максимальной и остаточной глубины вдавливания индентора  $h_{\max}$  и  $h_p$ . Общая механическая работа вдавливания  $W_t$  также снижается, поскольку более твердые покрытия меньше деформируются при микроиндентировании. Работа обратной упругой деформации вдавливания  $W_e$  и контактный модуль упругости  $E^*$  композиционных покрытий и покрытия ПГ-10Н-01 после высокотемпературного отжига определяются особенностями их структуры и фазового состава и имеют различные значения. При этом следует отметить низкое значение величины  $E^*$  у композиционного покрытия ПГ-CP2 – TiC с добавкой 15 мас. % TiC (см. таблицу 5.3), несмотря на то, что модуль упругости карбида титана TiC составляет порядка

440 ГПа [394]. Известно, что модуль упругости материалов сильно снижается при наличии пористости [410]. Поэтому, этот эффект может быть обусловлен наличием несплошностей в структуре композиционных покрытий ПГ-СР2 – TiC (см. рисунок 5.8в, г; 5.9б). У покрытия ПГ-СР2 – TiC с добавкой TiC в количестве 25 мас. % значения величины  $E^*$  находятся на уровне базового покрытия ПГ-СР2, поскольку влияние пористости компенсируется высоким значением модуля упругости карбида титана TiC, содержание которого выше в данном покрытии. У покрытий ПГ-СР2 – Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> с добавкой Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> в количестве 15 мас. % и ПГ-10Н-01 после высокотемпературного отжига контактный модуль упругости выше, чем у базовых покрытий (соответственно, ПГ-СР2 и ПГ-10Н-01). Это обусловлено отсутствием несплошностей, характерных для композиционных покрытий ПГ-СР2 – TiC, и содержанием большого количества упрочняющих фаз, имеющих высокие значения модуля упругости. В частности, модуль упругости карбидов хрома Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> [394] и Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> [411] составляет порядка 370 ГПа, карбида хрома Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> – 357 ГПа [412], борида хрома CrB – порядка 560 ГПа [404, 405]. Повышение контактного модуля упругости ПГ-10Н-01 после высокотемпературного отжига также наблюдали в работе [413]. Отметим также, что значения модуля упругости композита могут отклоняться от правила смесей, поскольку на него оказывают влияние другие свойства составляющих композита, в частности, коэффициент Пуассона [414].

На основе измеряемых при индентировании характеристик были определены параметры, по которым можно оценить способность поверхностных слоев материала сопротивляться механическому контактному воздействию и, соответственно, выдерживать эксплуатационные нагрузки. Так, отношение твердости вдавливания к контактному модулю упругости  $H_{IT}/E^*$  (удельная контактная твердость) [17, 18] и упругое восстановление  $R_e = ((h_{max} - h_p)/h_{max}) \times 100\%$  [19–21] характеризуют упругую деформацию (долю упругой деформации в общей деформации) и, соответственно, способность материала сопротивляться нагружению без пластического деформирования. Отношение  $H_{IT}^3/E^{*2}$  принято считать качественной сравнительной характеристикой сопротивления пластической деформации, поскольку напряжение течения пропорционально указанному отношению ( $P_y \sim H^3/E^{*2}$ ) [23]. Указанные параметры являются характеристиками прочности материала, определяемыми при индентировании. Чем выше значения этих параметров, тем выше способность материала выдерживать более высокие контактные нагрузки до начала пластического деформирования и сопротивляться разрушению при контактных нагрузках. Показатель пластичности  $\delta_A = 1 - (W_e/W_t)$  характеризует пластичность материалов долей пластической деформации в общей упругопластической деформации. Чем выше значения данного параметра, тем выше пластичность материала. Отметим, что для пластичных при растяжении материалов  $\delta_A \geq 0,9$  [24].

Теоретическую основу использования этих параметров заложили такие ученые, как А. Matthews, W.C. Oliver, G.M. Pharr, P.H. Mayrhofer. В частности, они показали, что использование отношения  $H/E$  (или  $H/E^*$ ) вместо только твердости имеет очевидные преимущества при описании свойств покрытий, поскольку напряжение течения материала  $R_y$  (сопротивление пластической деформации) и вязкость разрушения  $G_c$  (сопротивление распространению трещин) могут быть выражены через измеренные величины твердости и модуля упругости. При этом  $R_y = \alpha \cdot (H_{IT}^3/E^{*2})$ ,  $G_c = \sigma_c^2 \cdot (\pi a_c/E)$  (где  $\sigma_c$  – критическое напряжение разрушения,  $a_c$  – критическая длина трещины) [23]. Отсюда следует важный вывод, что как сопротивление пластической деформации, так и сопротивление распространению трещин могут быть повышены за счет повышения твердости материала и снижения его модуля упругости. Однако экспериментальная проверка этих соотношений до настоящего времени не была проведена.

Таблица 5.4 – Упругое восстановление  $R_e$ , отношения  $H_{IT}/E^*$ ,  $H_{IT}^3/E^{*2}$  и показатель пластичности  $\delta_A$  для исследованных покрытий

Покрытие	$R_e$ , %	$H_{IT}/E^*$	$H_{IT}^3/E^{*2}$ , ГПа	$\delta_A$
ПГ-CP2	23,6	0,032	0,0066	0,74
ПГ-10Н-01	32,7	0,050	0,0245	0,65
ПГ-10К-01	26,8	0,036	0,0105	0,72
ПГ-CP2 – 15% TiC	27,3	0,043	0,0127	0,70
ПГ-CP2 – 25% TiC	28,9	0,039	0,0113	0,71
ПГ-CP2 – 15% Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	30,4	0,044	0,0181	0,68
ПГ-10Н-01 после дополнительной термической обработки	31,1	0,040	0,0168	0,71

Данные таблицы 5.4 показывают, что более твердые покрытия не всегда имеют более высокие значения характеристик  $R_e$ ,  $H_{IT}/E^*$  и  $H_{IT}^3/E^{*2}$ , определенных при микроиндентировании. В частности, снижение величины  $E^*$  у композиционного покрытия ПГ-CP2 – TiC с добавкой 15 мас. % TiC, обусловленное наличием несплошностей в его структуре (см. рисунки 5.8в, г; 5.9б), обеспечивает более высокие значения  $H_{IT}^3/E^{*2}$ , чем у более твердого покрытия ПГ-CP2 – TiC с добавкой 25 мас. % TiC (см. таблицу 5.4).

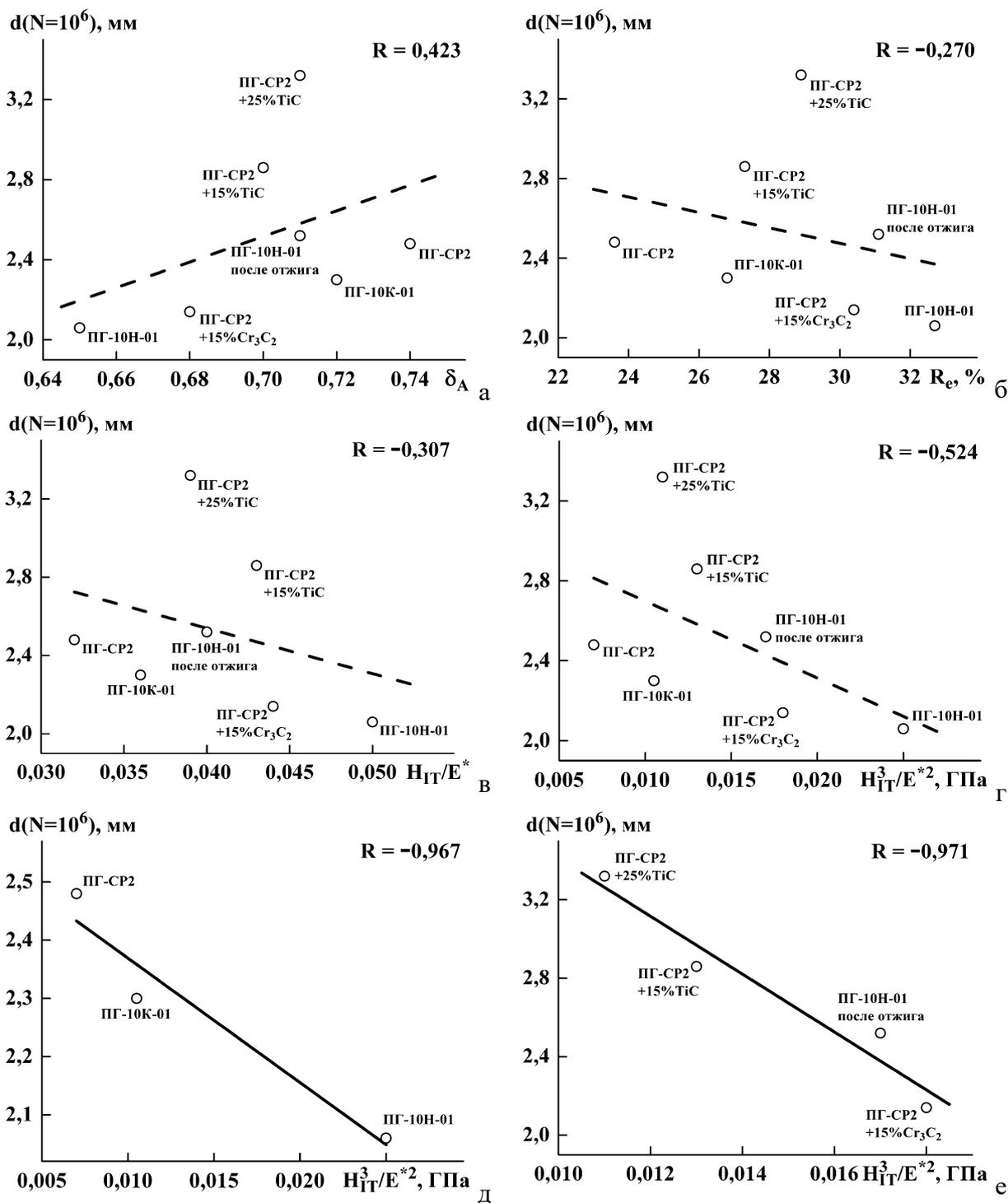


Рисунок 5.21 – Взаимосвязь диаметра пятна контакта при контактно-усталостных испытаниях после  $N = 10^6$  циклов нагружения  $d(N=10^6)$  с показателем пластичности  $\delta_A$  (а), упругим восстановлением  $R_e$  (б), отношением  $H_{IT}/E^*$  (в) и степенным отношением  $H_{IT}^3/E^{*2}$  (г-е) для исследованных покрытий.  $R$  – коэффициент корреляции

На рисунке 5.21 представлена зависимость между диаметром пятна контакта при контактно-усталостных испытаниях после  $N = 10^6$  циклов нагружения  $d(N=10^6)$  и расчетными параметрами  $\delta_A$ ,  $R_e$ ,  $H_{IT}/E^*$  и  $H_{IT}^3/E^{*2}$  для исследованных покрытий. Из этих данных видно, что существует корреляционная зависимость между диаметром пятна контакта при контактно-

усталостных испытаниях после  $N = 10^6$  циклов нагружения  $d(N=10^6)$ , с одной стороны, и показателем пластичности  $\delta_A$ , упругим восстановлением  $R_e$ , отношением  $H_{IT}/E^*$  и степенным отношением  $H_{IT}^3/E^{*2}$ , с другой стороны. При этом можно отметить, что с ростом показателя пластичности  $\delta_A$ , диаметр пятна контакта  $d(N=10^6)$  возрастает (см. рисунок 5.21а), с ростом характеристик прочности  $R_e$ ,  $H_{IT}/E^*$  и  $H_{IT}^3/E^{*2}$ , диаметр пятна контакта  $d(N=10^6)$  уменьшается (см. рисунок 5.21б-г). Видно также, что в случае одновременного анализа покрытий с различной дисперсностью упрочняющих фаз, коэффициенты корреляции невысоки. Однако наблюдаются сильные линейные корреляции между диаметром пятна контакта  $d(N=10^6)$  и степенным отношением  $H_{IT}^3/E^{*2}$  для подгруппы покрытий с дисперсными упрочняющими фазами (см. рисунок 5.21д) и подгруппы покрытий с крупными упрочняющими фазами (см. рисунок 5.21е), которые могут быть описаны уравнениями 5.1 и 5.2 соответственно.

Для подгруппы покрытий с дисперсными (1-10 мкм) упрочняющими фазами,

$$d(N=10^6) = -21,35 \times H_{IT}^3/E^{*2} + 2,58, R = -0,967, \quad (5.1)$$

для подгруппы покрытий с крупными (50-150 мкм) упрочняющими фазами,

$$d(N=10^6) = -147,48 \times H_{IT}^3/E^{*2} + 4,89, R = -0,971. \quad (5.2)$$

где  $R$  – коэффициент корреляции.

## 5.5 Обобщение и анализ результатов микроиндентирования для исследуемых материалов

Как было показано выше, для покрытий из хромоникелевых сплавов, содержащих упрочняющие фазы одного размерного диапазона, выявлена сильная линейная корреляция между степенным отношением твердости вдавливания к контактному модулю упругости  $H_{IT}^3/E^{*2}$  и диаметром пятна контакта после  $10^6$  циклов нагружения (см. рисунок 5.21д, е). Следовательно, параметр  $H_{IT}^3/E^{*2}$  является наиболее информативным для оценки и сравнения способности исследуемых покрытий выдерживать повторяющиеся контактные нагрузки. В таблице 5.5 представлены обобщенные данные по влиянию поверхностных упрочняющих обработок исследуемых сталей на параметр  $H_{IT}^3/E^{*2}$  сформированного упрочненного слоя. Из этих данных видно, что, во-первых, упрочненный слой характеризуется повышенными значениями параметра  $H_{IT}^3/E^{*2}$ , а во вторых, обладает повышенной контактной выносливостью по сравнению с неупрочненным материалом. Таким образом, метод микроиндентирования (однократное нагружение) может быть использован для оценки и сравнения способности

выдерживать повторяющиеся контактные нагрузки как наплавленных лазером хромоникелевых покрытий, так и поверхностно упрочненных сталей.

Таблица 5.5 – Степенное отношение  $H_{IT}^3/E^{*2}$  для исследуемых сталей после различных обработок

Материал	Режим обработки	$H_{IT}^3/E^{*2}$ , ГПа	Контактная выносливость
Сталь У10	Без поверхностного упрочнения	0,0028	Базовое значение
	После фрикционной обработки	0,0263	Повышается
Сталь AISI 321 (12X18H9T)	Без поверхностного упрочнения	0,0003	Базовое значение
	После фрикционной обработки	0,0156	Повышается

### 5.6 Выводы к главе 5

1. Показано, что в результате лазерной наплавки порошковых смесей из сплавов на хромоникелевой основе формируются покрытия, состоящие из металлической матрицы и распределенных в ее объеме упрочняющих фаз. Размер упрочняющих фаз покрытий ПГ-CP2, ПГ-10Н-01 и ПГ-10К-01 находится в пределах 1-10 мкм, а композиционных покрытий ПГ-CP2–15% TiC, ПГ-CP2–25% TiC и ПГ-CP2–15% Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> находится в пределах 50-150 мкм. Размер упрочняющих фаз покрытия ПГ-10Н-01 после высокотемпературного отжига существенно вырос и также находится в пределах 50-150 мкм.

2. Выявлено, что при контактно-усталостном нагружении по схеме пульсирующего неударного контакта «шар-плоскость», наибольшей контактной выносливостью обладают покрытия ПГ-10Н-01 и ПГ-CP2–15% Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>. Кроме того, возможно создание композиционных покрытий, содержащих крупные (50-150 мкм) частицы упрочняющих фаз, в частности ПГ-CP2–15% TiC и ПГ-CP2–15% Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>, контактная выносливость которых не будет существенно уступать контактной выносливости покрытий с дисперсными (1-10 мкм) упрочняющими фазами, а твердость и износостойкость будут выше. Следовательно, наилучшим комплексом свойств обладает композиционное покрытие ПГ-CP2–15% Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>.

3. Установлено, что контактная выносливость хромоникелевых покрытий определяется их способностью сопротивляться пластической деформации в условиях повторяющегося упругопластического деформирования при механическом неударном контактом воздействии. Основными механизмами формирования пятна контакта при этом являются: а) пластическое деформирование поверхностного слоя покрытий и б) трещинообразование, которое ослабляет поверхностный слой и способствует увеличению диаметра пятна контакта. Установлена

последовательность процесса усталостной деградации покрытий при контактно-усталостном нагружении, которая заключается в формировании первоначального пятна контакта с последующим чередованием этапов роста трещин и когезионного скалывания покрытия по краю пятна контакта.

4. Проведена оценка способности хромоникелевых покрытий сопротивляться механическому контактному воздействию, и выявлено наличие корреляции между параметрами, определяемыми при микроиндентировании, и размером контактных повреждений при контактно-усталостном нагружении. При этом для покрытий, содержащих упрочняющие фазы одного размерного диапазона, выявлена сильная линейная корреляция между степенным отношением твердости вдавливания к контактному модулю упругости  $H_{IT}^3/E^{*2}$  и диаметром пятна контакта после  $10^6$  циклов нагружения. Следовательно, метод микроиндентирования (однократное нагружение) может быть использован для оценки и сравнения способности наплавленных лазером покрытий из сплавов различных систем легирования выдерживать повторяющиеся контактные нагрузки, не проводя при этом достаточно длительные испытания, если покрытия имеют одинаковую дисперсность упрочняющих фаз.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Установлено, что наибольшей усталостной долговечностью при циклическом растяжении перлитной стали У10 обладают структуры отожженного тонкопластинчатого перлита и частично сфероидизированного перлита, в которых активно развиваются процессы фрагментации, дробления, растворения и сфероидизации цементита вследствие эффекта динамического деформационного старения и ускоренной диффузии под действием циклических нагрузок. Выявлено подобие структурных изменений в перлитных сталях при циклическом растяжении в области многоциклового усталости и в условиях длительного контактного циклического нагружения на значительном удалении от зоны контакта, которые вносят дополнительный вклад в релаксацию напряжений, приводящих к появлению и росту разрушающей трещины, что способствует повышению усталостной прочности. Показана возможность обнаружения усталостных трещин магнитным методом путем измерений тангенциальной составляющей вектора магнитной индукции циклически нагруженного образца.

2. На примере углеродистых сталей 20 и 50 установлено, что упрочненный слой, сформированный с помощью поверхностной деформационной (фрикционной) обработки, сохраняет запас пластичности и способствует более однородному пластическому течению поверхностно упрочненных сталей при статическом и циклическом растяжении, что препятствует локализации деформации и оказывает положительное влияние на усталостную прочность. Микротрещины, которые могут возникать при поверхностной обработке или в процессе циклического деформирования, напротив, снижают усталостную прочность при нагружении как в области малоциклового, так и в области многоциклового усталости, что необходимо учитывать при выборе технологических параметров финишных поверхностных обработок.

3. С использованием методики испытаний на контактную многоцикловою усталость по схеме пульсирующего неударного контакта «шар-плоскость» с различной максимальной нагрузкой и впервые предложенной методики испытаний на контактную гигациковую усталость по схеме пульсирующего ударного контакта «плоскость-плоскость» с ультразвуковой частотой нагружения показано, что упрочненный слой, сформированный с помощью поверхностной деформационной (фрикционной) обработки, способствует повышению контактной выносливости перлитной стали У10 и метастабильной аустенитной стали AISI 321 (12X18H9T). Установлено, что фрикционную обработку исследуемых сталей следует проводить в среде инертного газа во избежание охрупчивания поверхностного слоя с учетом поврежденности металла, чтобы минимизировать количество дефектов, снижающих контактно-усталостную прочность.

4. Показано, что при контактно-усталостном нагружении наплавленных лазером хромоникелевых покрытий контактная выносливость существенно отличается для разных

покрытий. По степени возрастания контактной выносливости (уменьшения размера контактных повреждений), исследуемые покрытия можно расположить следующим образом: ПГ-CP2 – 25% TiC, ПГ-CP2 – 15% TiC, ПГ-10Н-01 после отжига, ПГ-CP2, ПГ-10К-01, ПГ-CP2 – 15% Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>, ПГ-10Н-01. Процесс усталостной деградации покрытий при контактно-усталостном нагружении, определяемый пластическим деформированием поверхностного слоя и трещинообразованием, состоит в формировании первоначального пятна контакта с последующим чередованием этапов роста трещин и когезионного скалывания покрытия по краю пятна контакта.

5. Проведена оценка способности поверхностно упрочненных сталей (У10 и AISI 321) и наплавленных лазером хромоникелевых покрытий сопротивляться механическому контактному воздействию, и выявлено наличие корреляции между параметрами, определяемыми при микроиндентировании и размером контактных повреждений при контактно-усталостном нагружении. При этом наиболее информативным параметром является степенное отношение твердости вдавливания к контактному модулю упругости  $H_{IT}^3/E^{*2}$ , характеризующее сопротивление развитию пластической деформации. Более высокие значения данного параметра свидетельствуют о повышенной контактной выносливости. Показано, что метод микроиндентирования (однократное нагружение) может быть использован для оценки контактно-усталостной прочности без проведения длительных испытаний.

6. Выявлено, что поверхностная деформационная (фрикционная) обработка неоднозначно влияет на контактный модуль упругости сталей, который может оставаться на исходном уровне (стали У10 и 50), уменьшаться (сталь 20) или увеличиваться (сталь AISI 321). Установлен дислокационный механизм изменения модуля упругости сталей, подвергнутых поверхностной упрочняющей фрикционной обработке, который заключается в способности подвижных дислокаций создавать дополнительную упругую деформацию и снижать модуль упругости. Формирование структур с ограниченной подвижностью дислокаций при поверхностном деформировании метастабильной аустенитной стали AISI 321 приводит к повышению модуля упругости, а рост плотности подвижных дислокаций при поверхностном деформировании стали 20 приводит к снижению модуля упругости. При этом снижение модуля упругости способствует повышению контактной выносливости за счет увеличения доли упругой деформации.

**Перспективы дальнейшей разработки проблемы исследований** предусматривают создание новых количественных критериев контактно-усталостного разрушения, исходя из проведенных исследований усталостной и контактно-усталостной прочности поверхностно упрочненных сталей и функциональных хромоникелевых покрытий, а также поиск областей практического применения предложенных методик усталостных испытаний и оценки контактно-усталостной прочности.

## СПИСОК ПУБЛИКАЦИЙ АВТОРА ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ

Статьи, опубликованные в рецензируемых научных журналах и изданиях, определенных ВАК РФ и Аттестационным советом УрФУ:

- a1. Mechanical properties and fracture upon static tension of the high-carbon steel with different types of pearlite structure / A. V. Makarov, **R. A. Savrai**, V. M. Schastlivtsev, T. I. Tabatchikova, L. Yu. Egorova. – Текст : непосредственный // Physics of Metals and Metallography. – 2007. – V. 104. – Is. 5. – P. 522-534.
- a2. Specific features of magnetic testing of the mechanical properties of high-carbon steel with the structure of lamellar pearlite / A. V. Makarov, **R. A. Savrai**, E. S. Gorkunov, T. I. Tabatchikova. – Текст : непосредственный // Russian Journal of Nondestructive Testing. – 2007. – V. 43. – Is. 7. – P. 436-445.
- a3. Magnetic and electromagnetic inspection of mechanical properties of high-carbon steel with an initial fine-pearlite structure subjected to high-temperature annealing / A. V. Makarov, **R. A. Savrai**, E. S. Gorkunov, T. I. Tabatchikova, S. A. Rogovaya, L. Yu. Egorova. – Текст : непосредственный // Russian Journal of Nondestructive Testing. – 2008. – V. 44. – Is. 2. – P. 117-131.
- a4. Effect of friction-induced hardening on the features of magnetic and eddy-current behavior of an annealed structural steel under cyclic loading conditions / A. V. Makarov, **R. A. Savrai**, E. S. Gorkunov, I. Yu. Malygina, L. Kh. Kogan, N. A. Pozdejeva, Yu. M. Kolobylin. – Текст : непосредственный // Russian Journal of Nondestructive Testing. – 2008. – V. 44. – Is. 7. – P. 496-508.
- a5. Behavior of pearlite of various morphologies during cyclic tension / **R. A. Savrai**, A. V. Makarov, V. M. Schastlivtsev, T. I. Tabatchikova, I. L. Yakovleva, L. Yu. Egorova. – Текст : непосредственный // Russian Metallurgy (Metally). – 2010. – V. 2010. – Is. 4. – P. 310-315.
- a6. Модуль упругости перлитной стали и его изменение при циклическом нагружении / **P. A. Саврай**, А. В. Макаров, В. М. Счастливец, Т. И. Табатчикова, И. Л. Яковлева, Л. Ю. Егорова. – Текст : непосредственный // Деформация и разрушение материалов. – 2010. – № 7. – С. 15-19.
- a7. Effect of hardening friction treatment with hard-alloy indenter on microstructure, mechanical properties, and deformation and fracture features of constructional steel under static and cyclic tension / A. V. Makarov, **R. A. Savrai**, N. A. Pozdejeva, S. V. Smirnov, D. I. Vichuzhanin, L. G. Korshunov, I. Yu. Malygina. – Текст : непосредственный // Surface and Coatings Technology. – 2010. – V. 205. – No. 3. – P. 841-852.

- a8. Structural features of the behavior of a high-carbon pearlitic steel upon cyclic loading / A. V. Makarov, **R. A. Savrai**, V. M. Schastlivtsev, T. I. Tabatchikova, I. L. Yakovleva, L. Yu. Egorova. – Текст : непосредственный // Physics of Metals and Metallography. – 2011. – V. 111. – Is. 1. – P. 95-109.
- a9. Влияние фрикционной и комбинированных деформационно-термических обработок на трибологические и механические свойства закаленной конструкционной стали / А. В. Макаров, Н. А. Поздеева, **Р. А. Саврай**, А. С. Юровских, И. Ю. Малыгина. – Текст : непосредственный // Известия Самарского научного центра Российской Академии Наук. – 2011. – Т. 13. – № 4(3). – С. 799-804.
- a10. Magnetic inspection of fatigue degradation of a high-carbon pearlitic steel / E. S. Gorkunov, **R. A. Savrai**, A. V. Makarov, S. M. Zadvorkin, I. Yu. Malygina. – Текст : непосредственный // Russian Journal of Nondestructive Testing. – 2011. – V. 47. – Is. 12. – P. 803-809.
- a11. Magnetic and eddy-current testing of hardened constructional steel subjected to combined strain-thermal treatment / A. V. Makarov, E. S. Gorkunov, **R. A. Savrai**, Yu. M. Kolobylin, L. Kh. Kogan, N. A. Pozdejeva, I. Yu. Malygina. – Текст : непосредственный // Russian Journal of Nondestructive Testing. – 2012. – V. 48. – Is. 12. – P. 673-685.
- a12. The influence of a combined strain-heat treatment on the features of electromagnetic testing of fatigue degradation of quenched constructional steel / A. V. Makarov, E. S. Gorkunov, **R. A. Savrai**, L. Kh. Kogan, A. S. Yurovskikh, Yu. M. Kolobylin, I. Yu. Malygina, N. A. Davydova. – Текст : непосредственный // Russian Journal of Nondestructive Testing. – 2013. – V. 49. – Is. 12. – P. 690-704.
- a13. Relation between the structure and the pitting corrosion resistance of hypereutectoid U10 steel / L. Yu. Egorova, **R. A. Savrai**, V. V. Berezovskaya, A. V. Makarov, V. M. Schastlivtsev, T. I. Tabatchikova, E. A. Merkushev. – Текст : непосредственный // Russian Metallurgy (Metally). – 2014. – V. 2014. – Is. 1. – P. 49-54.
- a14. Structure, mechanical characteristics, and deformation and fracture features of quenched structural steel under static and cyclic loading after combined strain-heat nanostructuring treatment / A. V. Makarov, **R. A. Savrai**, E. S. Gorkunov, A. S. Yurovskikh, I. Yu. Malygina, N. A. Davydova. – Текст : непосредственный // Physical Mesomechanics. – 2015. – V. 18. – Is. 1. – P. 43-57.
- a15. Eddy-current testing of fatigue degradation under contact loading of NiCrBSi coatings obtained through gas-powder laser cladding / **R. A. Savrai**, A. V. Makarov, E. S. Gorkunov, L. Kh.

- Kogan, N. N. Soboleva, I. Yu. Malygina, A. L. Osintseva. – Текст : непосредственный // Russian Journal of Nondestructive Testing. – 2015. – V. 51. – Is. 11. – P. 692-704.
- a16. The behavior of gas powder laser clad NiCrBSi coatings under contact loading / **R. A. Savrai**, A. V. Makarov, N. N. Soboleva, I. Yu. Malygina, A. L. Osintseva. – Текст : непосредственный // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2016. – V. 25. – Is. 3. – P. 1068-1075.
- a17. Effect of nanostructuring frictional treatment on the properties of high-carbon pearlitic steel. Part I: microstructure and surface properties / **R. A. Savrai**, A. V. Makarov, I. Yu. Malygina, E. G. Volkova. – Текст : непосредственный // Materials Science and Engineering A. – 2018. – V. 734. – P. 506-512.
- a18. **Savrai, R. A.** Effect of nanostructuring frictional treatment on the properties of high-carbon pearlitic steel. Part II: mechanical properties / R. A. Savrai, A. V. Makarov. – Текст : непосредственный // Materials Science and Engineering A. – 2018. – V. 734. – P. 513-518.
- a19. Estimating the contact endurance of the AISI 321 stainless steel under contact gigacycle fatigue tests / **R. A. Savrai**, A. V. Makarov, A. L. Osintseva, I. Yu. Malygina. – Текст : непосредственный // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2018. – V. 27. – Is. 2. – P. 601-611.
- a20. **Savrai, R. A.** Resistance of laser-clad chromium–nickel coatings to failure under contact fatigue loading / R. A. Savrai. – Текст : непосредственный // Physics of Metals and Metallography. – 2018. – V. 119. – Is. 10. – P. 1013-1021.
- a21. Development of methods for steel surface deformation nanostructuring / A. V. Makarov, **R. A. Savrai**, P. A. Skorynina, E. G. Volkova. – Текст : непосредственный // Metal Science and Heat Treatment. – 2020. – V. 62. – Is. 1-2. – P. 61-69.
- a22. Structure and surface properties of metastable austenitic steel subjected to liquid carburizing at a reduced temperature / **R. A. Savrai**, P. A. Skorynina, A. V. Makarov, A. L. Osintseva. – Текст : непосредственный // Physics of Metals and Metallography. – 2020. – V. 121. – Is. 1. – P. 65-71.
- a23. Effect of liquid carburizing at lowered temperature on the micromechanical characteristics of metastable austenitic steel / **R. A. Savrai**, P. A. Skorynina, A. V. Makarov, A. L. Osintseva. – Текст : непосредственный // Physics of Metals and Metallography. – 2020. – V. 121. – Is. 10. – P. 1015-1020.
- a24. The structural characteristics and contact loading behavior of gas powder laser clad CoNiCrW coating / **R. A. Savrai**, N. N. Soboleva, I. Yu. Malygina, A. L. Osintseva. – Текст : непосредственный // Optics and Laser Technology. – 2020. – V. 126. – Art. 106079. – P. 1-8.

- a25. Features of eddy-current testing of the fatigue degradation of laser clad cobalt-nickel-chromium coating under contact loading / **R. A. Savrai**, L. Kh. Kogan, A. V. Makarov, N. N. Soboleva. – Текст : непосредственный // Letters on Materials. – 2020. – V. 10. – Is. 3. – P. 315-321.
- a26. **Savrai, R. A.** Effect of hardened surface layer obtained by frictional treatment on the contact endurance of the AISI 321 stainless steel under contact gigacycle fatigue tests / R. A. Savrai, A. L. Osintseva. – Текст : непосредственный // Materials Science and Engineering A. – 2021. – V. 802. – Art. 140679. – P. 1-10.
- a27. **Savrai, R. A.** Micromechanical characteristics of the surface layer of metastable austenitic steel after frictional treatment / R. A. Savrai, Yu. M. Kolobylin, E. G. Volkova. – Текст : непосредственный // Physics of Metals and Metallography. – 2021. – V. 122. – Is. 8. – P. 800-806.
- a28. **Savrai, R. A.** Eddy current testing of fatigue degradation of metastable austenitic steel under gigacycle contact-fatigue loading / R. A. Savrai, L. Kh. Kogan. – Текст : непосредственный // Russian Journal of Nondestructive Testing. – 2021. – V. 57. – Is. 5. – P. 393-400.
- a29. **Savrai, R. A.** Structural-phase transformations and changes in the properties of AISI 321 stainless steel induced by liquid carburizing at low temperature / R. A. Savrai, P. A. Skorynina. – Текст : непосредственный // Surface and Coatings Technology. – 2022. – V. 443. – Art. 128613.
- a30. **Savrai, R. A.** Effect of hardening frictional treatment on features of eddy current testing of fatigue degradation of metastable austenitic steel under gigacycle contact fatigue loading / R. A. Savrai, L. Kh. Kogan. – Текст : непосредственный // Russian Journal of Nondestructive Testing. – 2022. – V. 58. – Is. 8. – P. 722-731.
- a31. **Skorynina, P. A.** The influence of frictional treatment and liquid carburizing on general corrosion resistance of chromium-nickel austenitic steels / P. A. Skorynina, A. V. Makarov, **R. A. Savrai**. – Текст : непосредственный // Frontier Materials & Technologies. – 2023. – Is. 4. – P. 109-119.
- a32. **Skorynina, P. A.** Substantiating the process parameters of frictional treatment with a sliding indenter for an austenitic chromium-nickel steel / P. A. Skorynina, A. V. Makarov, **R. A. Savrai**. – Текст : непосредственный // Tribology Letters. – 2024. – V. 72. – Is. 1. – Art. 9. – P. 1-16.

**Патенты:**

- а33. Патент № 2458777 Российская Федерация, МПК В24В 39/00 (2006.01), В82В 3/00 (2006.01). Способ упрочняющей обработки поверхностей деталей выглаживанием : № 2010145610/02 : заявлено 09.11.2010 : опубликовано 20.08.2012 / Кузнецов В. П., Макаров А. В., Киряков А. Е., **Саврай Р. А.**, Аникеев А. В. – Текст : непосредственный.
- а34. Патент № 162959 Российская Федерация, МПК G01N 3/56 (2006.01). Устройство для контактно-усталостных испытаний образцов материалов : № 2016105261/28 : заявлено 16.02.2016 : опубликовано 10.07.2016 / **Саврай Р. А.**, Макаров А. В. – Текст : непосредственный.
- а35. Патент № 170693 Российская Федерация, МПК G01N 1/28 (2006.01), G01N 3/08 (2006.01). Образец для механических испытаний : № 2016146261 : заявлено 24.11.2016 : опубликовано 03.05.2017 / **Саврай Р. А.**, Макаров А. В. – Текст : непосредственный.
- а36. Патент № 2643289 Российская Федерация, МПК В24В 39/00 (2006.01). Способ ультразвуковой упрочняющей обработки деталей : № 2016126583 : заявлено 01.07.2016 : опубликовано 31.01.2018 / Макаров А. В., Малыгина И. Ю., Буров С. В., **Саврай Р. А.** – Текст : непосредственный.
- а37. Патент № 2703072 Российская Федерация, МПК В24В 39/00 (2006.01). Способ упрочняющей обработки поверхностей деталей выглаживанием : № 2019108373 : заявлено 22.03.2019 : опубликовано 15.10.2019 / **Саврай Р. А.** – Текст : непосредственный.

**Другие публикации:**

- а38. Влияние упрочняющей фрикционной обработки на механические свойства и особенности деформирования при статическом и циклическом нагружении низкоуглеродистой стали / А. В. Макаров, **Р. А. Саврай**, И. Ю. Малыгина, Н. А. Поздеева. – Текст : непосредственный // Физика и химия обработки материалов. – 2009. – № 1. – С. 92-102.
- а39. Изменение магнитных характеристик перлитной стали под влиянием многоциклового усталостного нагружения / Э. С. Горкунов, **Р. А. Саврай**, А. В. Макаров, С. М. Задворкин, В. Ф. Кузеванов, И. Ю. Малыгина, К. Е. Соловьев. – Текст : непосредственный // Научни известия на НТСМ. – 2010. – № 5(115). – С. 24-28.
- а40. Электромагнитный контроль закаленной конструкционной стали, подвергнутой упрочняющим фрикционной и комбинированным деформационно-термическим обработкам / А. В. Макаров, Э. С. Горкунов, **Р. А. Саврай**, Ю. М. Колобылин, Л. Х. Коган,

- А. С. Юровских, М. Миховски, Н. А. Поздеева, И. Ю. Малыгина. – Текст : непосредственный // Научни известия на НТСМ. – 2012. – № 1(133). – С. 24-27.
- a41. Особенности электромагнитного контроля закаленной среднеуглеродистой стали, подвергнутой деформационно-термической обработке и циклическому нагружению / А. В. Макаров, Э. С. Горкунов, **Р. А. Саврай**, Л. Х. Коган, Ю. М. Колобылин, И. Ю. Малыгина, Н. А. Давыдова. – Текст : непосредственный // Научни известия на НТСМ. – 2013. – № 2(139). – С. 9-12.
- a42. Контактная выносливость NiCrBSi покрытий, полученных методом газопорошковой лазерной наплавки / **Р. А. Саврай**, А. В. Макаров, Н. Н. Соболева, И. Ю. Малыгина, А. Л. Осинцева. – Текст : непосредственный // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2014. – № 4(65). – С. 43-51.
- a43. **Gorkunov, E. S.** Magnetic techniques for estimating elastic and plastic strains in steels under cyclic loading / E. S. Gorkunov, **R. A. Savraj**, A. V. Makarov. – Текст : непосредственный // Mechanics and model-based control of advanced engineering systems / Eds. by A. K. Belyaev, H. Irschik, M. Krommer. – Vienna: Springer, 2014. – ISBN 978-3-7091-1570-1. – Chapter 15. – P. 137-144.
- a44. Magnetic techniques for estimating elastic and plastic strains in steels under cyclic loading / E. S. Gorkunov, **R. A. Savraj**, A. V. Makarov, S. M. Zadvorkin. – DOI 10.17804/2410-9908.2015.2.006-015 – Текст : электронный // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. – 2015. – Is. 2. – P. 6-15. – URL: [http://dream-journal.org/issues/2015-2/2015-2\\_20.html](http://dream-journal.org/issues/2015-2/2015-2_20.html) (дата обращения: 18.01.2024).
- a45. Особенности электромагнитного контроля усталостной деградации при контактном нагружении хромоникелевых покрытий, сформированных методом газопорошковой лазерной наплавки / **Р. А. Саврай**, А. В. Макаров, Э. С. Горкунов, Л. Х. Коган, Н. Н. Соболева, И. Ю. Малыгина, А. Л. Осинцева. – Текст : непосредственный // Научни известия на НТСМ. – 2015. – № 2(165). – С. 13-16.
- a46. The influence of strain-heat nanostructuring treatment on the deformation and fracture features of quenched steel 50 under static and cyclic loading / **R. A. Savraj**, A. V. Makarov, I. Yu. Malygina, N. A. Davydova. – DOI 10.1063/1.4967116 – Текст : электронный // AIP Conference Proceedings. – 2016. – V. 1785. – P. 040059 (1-4). – URL: <https://pubs.aip.org/aip/acp/article/1785/1/040059/885165/The-influence-of-strain-heat-nanostructuring> (дата обращения: 18.01.2024).

- a47. Особенности электромагнитного контроля усталостной деградации при контактном нагружении композиционных хромоникелевых покрытий с различным содержанием карбида титана / **Р. А. Саврай**, А. В. Макаров, Э. С. Горкунов, Л. Х. Коган, Н. Н. Соболева, И. Ю. Малыгина, А. Л. Осинцева. – Текст : непосредственный // Научни известия на НТСМ. – 2016. – № 1(187). – С. 18-21.
- a48. Improving the strength of the AISI 321 austenitic stainless steel by frictional treatment / **R. A. Savrai**, A. V. Makarov, I. Yu. Malygina, S. A. Rogovaya, A. L. Osintseva. – DOI 10.17804/2410-9908.2017.5.043-062 – Текст : электронный // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. – 2017. – Is. 5. – P. 43-62. – URL: [http://dream-journal.org/issues/2017-5/2017-5\\_149.html](http://dream-journal.org/issues/2017-5/2017-5_149.html) (дата обращения: 18.01.2024).
- a49. Eddy-current testing of the fatigue degradation of a gas powder laser clad NiCrBSi–Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> composite coating under contact fatigue loading / **R. A. Savrai**, A. V. Makarov, E. S. Gorkunov, N. N. Soboleva, L. Kh. Kogan, I. Yu. Malygina, A. L. Osintseva, N. A. Davydova. – DOI 10.1063/1.5017397 – Текст : электронный // AIP Conference Proceedings. – 2017. – V. 1915. – P. 040049 (1-4). – URL: <https://pubs.aip.org/aip/acp/article/1915/1/040049/816429/Eddy-current-testing-of-fatigue-degradation-upon> (дата обращения: 18.01.2024).
- a50. **Savrai, R. A.** Evaluation of contact stresses in the surface of an elastic-plastic plate penetrated by a flat-ended rigid cylindrical punch / R. A. Savrai, A. V. Kuznetsov. – DOI 10.1063/1.5017398 – Текст : электронный // AIP Conference Proceedings. – 2017. – V. 1915. – P. 040050 (1-4). – URL: <https://pubs.aip.org/aip/acp/article/1915/1/040050/816337/Evaluation-of-contact-stresses-in-the-surface-of> (дата обращения: 18.01.2024).
- a51. Особенности электромагнитного контроля усталостной деградации при контактном нагружении композиционного хромоникелевого покрытия с содержанием карбида хрома / **Р. А. Саврай**, А. В. Макаров, Э. С. Горкунов, Н. Н. Соболева, Л. Х. Коган, И. Ю. Малыгина, А. Л. Осинцева, Н. А. Давыдова. – Текст : непосредственный // Научни известия на НТСМ. – 2017. – № 1(216). – С. 17-21.
- a52. **Savrai, R. A.** Analytical and experimental assessment of ultimate tensile strength of a hardened layer on a material surface / R. A. Savrai, A. V. Makarov. – DOI 10.1063/1.5084421 – Текст : электронный // AIP Conference Proceedings. – 2018. – V. 2053. – P. 030060 (1-5). – URL: <https://pubs.aip.org/aip/acp/article/2053/1/030060/851884/Analytical-and-experimental-assessment-of-ultimate> (дата обращения: 18.01.2024).
- a53. Eddy-current testing of fatigue degradation in additionally heat-treated gas powder laser clad NiCrBSi coating under contact fatigue loading / **R. A. Savrai**, A. V. Makarov, E. S. Gorkunov,

- N. N. Soboleva, L. Kh. Kogan, I. Yu. Malygina, A. L. Osintseva. – DOI 10.1063/1.5084526 – Текст : электронный // AIP Conference Proceedings. – 2018. – V. 2053. – P. 040088 (1-4). – URL: <https://pubs.aip.org/aip/acp/article/2053/1/040088/852740/Eddy-current-testing-of-fatigue-degradation-in> (дата обращения: 18.01.2024).
- a54. Effect of frictional treatment on the microstructure and surface properties of low-carbon steel / **R. A. Savrai**, N. A. Davydova, A. V. Makarov, I. Yu. Malygina. – DOI 10.1063/1.5084525 – Текст : электронный // AIP Conference Proceedings. – 2018. – V. 2053. – P. 040087 (1-4). – URL: <https://pubs.aip.org/aip/acp/article/2053/1/040087/852749/Effect-of-frictional-treatment-on-the> (дата обращения: 18.01.2024).
- a55. Nanostructuring and surface hardening of structural steels by ultrasonic impact-frictional treatment / A. V. Makarov, **R. A. Savrai**, I. Yu. Malygina, E. G. Volkova, S. V. Burov. – DOI 10.1063/1.5084352 – Текст : электронный // AIP Conference Proceedings. – 2018. – V. 2053. – P. 020006 (1-5). – URL: <https://pubs.aip.org/aip/acp/article/2053/1/020006/851443/Nanostructuring-and-surface-hardening-of> (дата обращения: 18.01.2024).

## СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Томсон, Д.** Предвидимое будущее / Д. Томсон. – М.: Иностранная литература, 1958. – 175 с. – Текст : непосредственный.
2. **Благодоров, А. А.** Важнейшие научные проблемы технического прогресса / А. А. Благодоров. – Текст : непосредственный // Вестник Академии наук СССР. – 1963. – № 1. – С. 3-10.
3. **Ребиндер, П. А.** На стыках наук / П. А. Ребиндер. – М.: Знание, 1963. – 40 с. – Текст : непосредственный.
4. **Порошин, В. Б.** Конструкционная прочность : учебник / В. Б. Порошин. – Челябинск: Издательский центр ЮУрГУ, 2019. – 335 с. – ISBN 978-5-696-05052-2. – Текст : непосредственный.
5. Материаловедение : учебник для высших технических учебных заведений / Б. Н. Арзамасов, В. И. Макарова, Г. Г. Мухин, Н. М. Рыжов, В. И. Силаева ; под общ. ред. Б. Н. Арзамасова, Г. Г. Мухина. – [8-е изд., стереотип.]. – М.: Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2008. – 648 с. – ISBN 978-5-7038-1860-2. – Текст : непосредственный.
6. **Клименко, С. А.** Финишная обработка поверхностей при производстве деталей / С. А. Клименко, М. Ю. Копейкина, В. И. Лавриненко, В. С. Майборода, Л. М. Акулович, М. Л. Левин, М. Л. Хейфец, А. Л. Худолей, С. А. Чижик ; под общ. ред. С. А. Чижика, М. Л. Хейфеца. – Минск : Беларуская навука, 2017. – 376 с. – ISBN 978-985-08-2201-7. – Текст : непосредственный.
7. **Одинцов, Л. Г.** Упрочнение и отделка деталей поверхностным пластическим деформированием : справочник / Л. Г. Одинцов. – М.: Машиностроение, 1987. – 328 с. – Текст : непосредственный.
8. **Коцаньда, С.** Усталостное растрескивание металлов / С. Коцаньда. – М.: Металлургия, 1990. – 623 с. – ISBN 5-229-00346-4. – Текст : непосредственный.
9. **Махутов, Н. А.** Усталость металлов в широком диапазоне числа циклов / Н. А. Махутов. – Текст : непосредственный // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2004. – Т. 70. – № 4. – С. 37-41.
10. **Шанявский, А. А.** Безопасное усталостное разрушение элементов авиаконструкций. Синергетика в инженерных приложениях / А. А. Шанявский. – Уфа: Изд-во науч.-техн. лит. «Монография», 2003. – 803 с. – ISBN 5-94920-015-2 (в пер.). – Текст : непосредственный.

11. **Ботвина, Л. Р.** Гигацикловая усталость – новая проблема физики и механики разрушения / Л. Р. Ботвина. – Текст : непосредственный // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2004. – Т. 70. – № 4. – С. 41-51.
12. **Bathias, C.** Gigacycle fatigue in mechanical practice / C. Bathias, P. C. Paris. – New York: CRC Press, 2004. – 328 p. – ISBN 9780824723132. – Текст : непосредственный.
13. **Матохнюк, Л. Е.** Сопротивление усталости материалов на больших базах нагружения / Л. Е. Матохнюк, А. В. Войналович, Т. Ю. Яковлева. – Текст : непосредственный // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2004. – Т. 70. – № 4. – С. 52-56.
14. **Левин, Д. М.** Гигацикловая усталость / Д. М. Левин, И. Ф. Широкий, Л. В. Муравлева. – Текст : непосредственный // Известия ТулГУ. Серия Физика. – 2006. – В. 6. – С. 192-201.
15. **Орлов, А. В.** Испытания конструкционных материалов на контактную усталость / А. В. Орлов, О. Н. Черменский, В. М. Нестеров. – М.: Машиностроение, 1980. – 110 с. – Текст : непосредственный.
16. **Arakere, N. K.** Gigacycle rolling contact fatigue of bearing steels: A review / N. K. Arakere. – Текст : непосредственный // International Journal of Fatigue. – 2016. – V. 93. – P. 238-249.
17. **Фирстов, С. А.** Установление предельных значений твердости, упругой деформации и соответствующего напряжения материалов методом автоматического индентирования / С. А. Фирстов, В. Ф. Горбань, Э. П. Печковский. – Текст : непосредственный // Материаловедение. – 2008. – № 8. – С. 15-21.
18. **Cheng, Y. T.** Relationships between hardness, elastic modulus and the work of indentation / Y. T. Cheng, C. M. Cheng. – Текст : непосредственный // Applied Physics Letters. – 1998. – V. 73. – No. 5. – P. 614-618.
19. **Петржик, М. И.** Современные методы оценки механических и трибологических свойств функциональных поверхностей / М. И. Петржик, Д. В. Штанский, Е. А. Левашов. – Текст : непосредственный // Материалы X Международной научно-технической конференции «Высокие технологии в промышленности России» / Под. ред. А. Ф. Белянина, М. И. Самойлова. – М.: ЦНИТИ «Техномаш», 2004. – ISBN 5-902740-01-0. – С. 311-318.
20. **Page, T. F.** Using nanoindentation techniques for the characterization of coated systems: a critique / T. F. Page, S. V. Hainsworth. – Текст : непосредственный // Surface and Coatings Technology. – 1993. – V. 61. – Is. 1-3. – P. 201-208.

21. **Petrzhik, M. I.** Modern methods for investigating functional surfaces of advanced materials by mechanical contact testing / M. I. Petrzhik, E. A. Levashov. – Текст : непосредственный // Crystallography Reports. – 2007. – V. 52. – Is. 6. – P. 966-974.
22. **Leyland, A.** On the significance of the H/E ratio in wear control: a nanocomposite coating approach to optimized tribological behavior / A. Leyland, A. Matthews. – Текст : непосредственный // Wear. – 2000. – V. 246. – Is. 1-2. – P. 1-11.
23. **Mayrhofer, P. H.** Structure-property relationships in single- and dual-phase nanocrystalline hard coatings / P. H. Mayrhofer, C. Mitterer, J. Musil. – Текст : непосредственный // Surface and Coatings Technology. – 2003. – V. 174-175. – P. 725-731.
24. **Мильман Ю. В.** Характеристика пластичности, определяемая методом индентирования / Ю. В. Мильман, С. И. Чугунова, И. В. Гончарова. – Текст : непосредственный // Вопросы атомной науки и техники. – 2011. – № 4. – С. 182-187.
25. Plasticity of materials determined by the indentation method / Yu. V. Milman, S. I. Chugunova, I. V. Goncharova, A. A. Golubenko. – Текст : непосредственный // Progress in Physics of Metals. – 2018. – V. 19. – Is. 3. – P. 271-308.
26. **Ghosh, A.** Iron making and steelmaking: theory and practice / A. Ghosh, A. Chatterjee. – New Delhi: PHI Learning Pvt. Ltd., 2008. – 492 p. – ISBN 9788120332898. – Текст : непосредственный.
27. Influence of welding technology on the structure, mechanical properties and fracture toughness of 09G2S steel welded joints / Yu. N. Saraev, S. V. Gladkovsky, S. V. Lepikhin, D. A. Dvoynikov, I. S. Kamantsev, V. E. Veselova. – DOI 10.17804/2410-9908.2017.5.023-042 – Текст : электронный // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. – 2017. – Is. 5. – P. 23-42. – URL: [http://dream-journal.org/issues/2017-5/2017-5\\_143.html](http://dream-journal.org/issues/2017-5/2017-5_143.html) (дата обращения: 18.01.2024).
28. **Гладковский, С. В.** Повышение конструкционной прочности системно-легированных мартенситно-старяющихся сталей на Fe-Cr-Ni-Mo-основе / С. В. Гладковский, Е. А. Ишина, С. В. Кутенева. – Текст : непосредственный // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2015. – № 11. – С. 26-32.
29. **Счастливец, В. М.** Перлит в углеродистых сталях / В. М. Счастливец, Д. А. Мирзаев, И. Л. Яковлева, К. Ю. Окишев, Т. И. Табатчикова, Ю. В. Хлебникова. – Екатеринбург: УрО РАН, 2006. – 312 с. – ISBN 5-7691-1713-3. – Текст : непосредственный.

30. Effects of pearlite morphology and specimen thickness on fatigue crack growth resistance in ferritic-pearlitic steels / A. A. Korda, Y. Mutoh, Y. Miyashita, T. Sadasue. – Текст : непосредственный // Materials Science and Engineering A. – 2006. – V. 428. – P. 262-269.
31. **Wetscher, F.** Changes in the mechanical properties of a pearlitic steel due to large shear deformation / F. Wetscher, R. Stock, R. Pippan. – Текст : непосредственный // Materials Science and Engineering A. – 2007. – V. 445-446. – P. 237-243.
32. **Вакуленко, И. А.** Влияние морфологии и дисперсности цементита на усталостную прочность углеродистых сталей / И. А. Вакуленко, О. Н. Перков. – Текст : непосредственный // Металлы. – 2008. – № 3. – С. 52-55.
33. **Yang, Y. S.** Improvement of the bending fatigue resistance of the hyper-eutectoid steel wires used for tire cords by a post-processing annealing / Y. S. Yang, J. G. Bae, C. G. Park. – Текст : непосредственный // Materials Science and Engineering A. – 2008. – V. 488. – P. 554-561.
34. Эволюция дислокационной структуры и образование микротрещин при усталости перлитно-ферритной стали / В. И. Изотов, В. А. Поздняков, Е. В. Лукьяненко, М. Е. Гетманова, Г. А. Филиппов. – Текст : непосредственный // Физика металлов и металловедение. – 2008. – Т. 105. – № 5. – С. 549-559.
35. Влияние структуры перлитной стали на механические свойства и особенности разрушения при изгибном нагружении / В. И. Изотов, М. Е. Гетманова, А. А. Буржанов, Е. Ю. Киреева, Г. А. Филиппов. – Текст : непосредственный // Физика металлов и металловедение. – 2009. – Т. 108. – № 6. – С. 638-648.
36. Microstructure of ultra-fine-grained high carbon steel prepared by equal channel angular pressing / T. He, Y. Xiong, F. Ren, Z. Guo, A. Volinsky. – Текст : непосредственный // Materials Science and Engineering A. – 2012. – V. 535. – P. 306-310.
37. Quantitative measurement of cementite dissociation in drawn pearlitic steel / J. Park, S.-D. Kim, S.-P. Hong, S.-I. Baik, D.-S. Ko, C. Y. Lee, D.-L. Lee, Y.-W. Kim. – Текст : непосредственный // Materials Science and Engineering A. – 2011. – V. 528. – P. 4947-4952.
38. **Engel, E. H.** The softening rate of a steel when tempered from different initial structures / E. H. Engel. – Текст : непосредственный // Transactions of the American Society for Metals. – 1939. – V. 27. – P. 1-15.
39. **Счастливец, В. М.** Влияние отпуска на структуру и свойства патентованной стали / В. М. Счастливец, И. Л. Яковлева, А. С. Заваров. – Текст : непосредственный // Физика металлов и металловедение. – 1980. – Т. 49. – В. 1. – С. 138-144.

40. **Счастливец, В. М.** Структурные превращения в перлите при нагреве. I. Твердорастворное упрочнение ферритной составляющей перлита / В. М. Счастливец, И. Л. Яковлева, Д. А. Мирзаев. – Текст : непосредственный // Физика металлов и металловедение. – 1994. – Т. 77. – В. 4. – С. 138-147.
41. Влияние твердорастворного упрочнения феррита и сфероидизации цементита на износостойкость эвтектоидной углеродистой стали со структурой тонкопластинчатого перлита / В. М. Счастливец, Т. И. Табатчикова, А. В. Макаров, Л. Ю. Егорова, И. Л. Яковлева. – Текст : непосредственный // Физика металлов и металловедение. – 1999. – Т. 88. – В. 1. – С. 94-103.
42. Возможности контроля твердости и износостойкости эвтектоидной углеродистой стали со структурой тонкопластинчатого перлита магнитными и электромагнитными методами / А. В. Макаров, Л. Х. Коган, В. М. Счастливец, Э. С. Горкунов, Т. И. Табатчикова, Ю. М. Колобылин, И. Л. Яковлева. – Текст : непосредственный // Дефектоскопия. – 2000. – № 8. – С. 3-17.
43. Возможности неразрушающего контроля физико-механических характеристик заэвтектоидных углеродистых сталей со структурами изотермического распада аустенита / А. В. Макаров, В. М. Счастливец, Э. С. Горкунов, Т. И. Табатчикова, Л. Х. Коган, Ю. М. Колобылин, С. М. Задворкин, Ю. В. Хлебникова, И. Л. Яковлева, Л. Д. Гаврилова, М. Н. Соломеин. – Текст : непосредственный // Дефектоскопия. – 2002. – № 10. – С. 62-86.
44. Износостойкость заэвтектоидных углеродистых сталей со структурами изотермического распада аустенита / А. В. Макаров, В. М. Счастливец, Т. И. Табатчикова, И. Л. Яковлева, Ю. В. Хлебникова, Л. Ю. Егорова. – Текст : непосредственный // Физика металлов и металловедение. – 2004. – Т. 97. – № 5. – С. 94-105.
45. **Embury, J. D.** The structure and properties of drawn pearlite / J. D. Embury, R. M. Fisher. – Текст : непосредственный // Acta Metallurgica. – 1966. – V. 14. – No. 2. – P. 147-159.
46. **Зубов, В. Я.** Патентирование проволоки / В. Я. Зубов. – Текст : непосредственный // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1972. – № 9. – С. 49-56.
47. **Гриднев, В. Н.** Прочность и пластичность холоднодеформированной стали / В. Н. Гриднев, В. Г. Гаврилюк, Ю. Я. Мешков. – Киев: Наукова думка, 1974. – 232 с. – Текст : непосредственный.
48. **Зубов, В. Я.** Патентирование и волочение стальной проволоки / В. Я. Зубов. – Свердловск; Москва: Металлургиздат, 1945. – 116 с. – Текст : непосредственный.

49. Термически упрочненные рельсы / А. Ф. Золотарский, Я. Р. Раузин, Е. А. Шур, А. В. Великанов, Л. П. Мелентьев, О. С. Скворцов, И. З. Генкин. – М.: Транспорт, 1976. – 264 с. – Текст : непосредственный.
50. **Желтков, А. С.** Влияние содержания углерода и условий патентирования-латунирования на упрочнение проволоки / А. С. Желтков, В. В. Филиппов. – Текст : непосредственный // Сталь. – 2001. – № 2. – С. 45-48.
51. Revealing microstructural and mechanical characteristics of cold-drawn pearlitic steel wires undergoing simulated galvanization treatment / F. Fang, X.-j. Hu, S.-h. Chen, Z.-h. Xie, J.-q. Jiang. – Текст : непосредственный // Materials Science and Engineering A. – V. 547. – P. 51-54.
52. Металловедение и термическая обработка стали : справочное издание. В 3 томах. Т. III. Термическая обработка металлопродукции / Под ред. М. Л. Бернштейна, А. Г. Рахштадта. – М.: Металлургия, 1983. – 216 с. – Текст : непосредственный.
53. Совершенствование технологии термической обработки железнодорожных рельсов / В. И. Ворожищев, В. Н. Ермолаев, В. П. Абеяшев, А. Д. Шипилов, Т. П. Гуляева. – Текст : непосредственный // Сталь. – 1982. – № 4. – С. 69-70.
54. Наноструктура и твердость «белого слоя» на поверхности железнодорожных рельсов / Ю. В. Иванисенко, Г. Бауманн, Г. Фехт, К. Кноте, И. М. Сафаров, А. В. Корзников, Р. З. Валиев. – Текст : непосредственный // Физика металлов и металловедение. – 1997. – Т. 83. – В. 3. – С. 104-111.
55. **Лужнов, Ю. М.** К вопросу о причинах катастрофического изнашивания колес подвижного состава и рельсов на железнодорожном транспорте / Ю. М. Лужнов, А. В. Чичинадзе. – Текст : непосредственный // Трение и износ. – 1998. – Т. 19. – № 3. – С. 344-349.
56. **Мироненко, А. С.** Почему и как контролируют стальные канаты / А. С. Мироненко. – Текст : непосредственный // В мире неразрушающего контроля. – 2006. – № 2(32). – С. 5-7.
57. **Хоменко, С. В.** Магнитная дефектоскопия канатов подъемных кранов и других потенциально опасных объектов / С. В. Хоменко, И. И. Шпаков. – Текст : непосредственный // В мире неразрушающего контроля. – 2006. – № 2(32). – С. 18-21.
58. **Krauss, G.** Steels: processing, structure, and performance, second edition / G. Krauss. – Materials Park: ASM International, 2015. – 682 p. – ISBN 978-1-62708-083-5. – Текст : непосредственный.

59. **Boulangier, D.** Winning the RCF battle on the production line / D. Boulangier. – Текст : электронный // Railway Gazette International. – 2004. – V. 160. – Is. 7. – P. 411-412. – URL: <https://www.railwaygazette.com/in-depth/winning-the-rcf-battle-on-the-production-line/29160.article> (дата обращения: 16.11.2012).
60. **Изотов, В. И.** Дислокационная структура под поверхностью трещин (изломов) различной природы в перлитоферритной стали / В. И. Изотов, Г. А. Филиппов. – Текст : непосредственный // Физика металлов и металловедение. – 2003. – Т. 95. – № 6. – С. 94-99.
61. **Изотов, В. И.** Экспертная оценка эксплуатационных повреждений железнодорожных колес / В. И. Изотов, Г. А. Филиппов. – Текст : непосредственный // Деформация и разрушение материалов. – 2005. – № 8. – С. 2-7.
62. Закономерности эволюции дислокационных субструктур в сталях при усталости / О. В. Соснин, А. В. Громова, Э. В. Козлов, Ю. Ф. Иванов, С. В. Коновалов. – Текст : непосредственный // Деформация и разрушение материалов. – 2005. – № 2. – С. 15-19.
63. The effect of cyclic loading on the dislocation structure of fully pearlitic steel / M. Dollar, I. M. Bernstein, M. Daeubler, A. W. Thompson. – Текст : непосредственный // Metallurgical Transactions A. – 1989. – V. 20. – Is. 3. – P. 447-451.
64. Эволюция феррито-перлитной структуры при импульсном воздействии электротока / О. В. Соснин, Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, Э. В. Козлов, В. В. Целлермаер, Е. Ю. Сучкова. – Текст : непосредственный // Физика и химия обработки материалов. – 2003. – № 4. – С. 63-69.
65. The structural-phase state changes under the pulse current influence on the fatigue loaded steel / O. V. Sosnin, A. V. Gromova, E. Yu. Suchkova, E. V. Kozlov, Yu. F. Ivanov, V. E. Gromov. – Текст : непосредственный // International Journal of Fatigue. – 2005. – V. 27. – Is. 10-12. – P. 1221-1226.
66. **Терентьев, В. Ф.** Усталостная прочность металлов и сплавов / В. Ф. Терентьев. – М.: Интермет Инжиниринг, 2002. – 288 с. – ISBN 5-89594-076-5. – Текст : непосредственный.
67. Эволюция структуры и перенос атомов углерода в зоне усталостного роста трещины феррито-перлитной стали / О. В. Соснин, В. В. Целлермаер, Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, Э. В. Козлов. – Текст : непосредственный // Известия ВУЗов. Физика. – 2003. – Т. 46. – № 10. – С. 79-87.
68. Deformation-induced phase transitions in a high-carbon steel / V. A. Shabashov, L. G. Korshunov, A. G. Mukoseev, V. V. Sagaradze, A. V. Makarov, V. P. Pilyugin, S. I. Novikov, N.

- F. Vildanova. – Текст : непосредственный // *Materials Science and Engineering A.* – 2003. – V. 346. – P. 196-207.
69. Influence of morphology and structural size on the fracture behavior of a nanostructured pearlitic steel / C. Kammerhofer, A. Hohenwarter, S. Scheriau, H. P. Brantner, R. Pippan. – Текст : непосредственный // *Materials Science and Engineering A.* – 2013. – V. 585. – P. 190-196.
70. Влияние напряженного состояния зоны фрикционного контакта на формирование структуры поверхностного слоя и трибологические свойства сталей и сплавов / Л. Г. Коршунов, В. А. Шабашов, Н. Л. Черненко, В. П. Пилюгин. – Текст : непосредственный // *Физика металлов и металловедение.* – 2008. – Т. 105. – № 1. – С. 70-85.
71. Microstructure of ultra-fine-grained high carbon steel prepared by equal channel angular pressing / T. He, Y. Xiong, F. Ren, Z. Guo, A. A. Volinsky. – Текст : непосредственный // *Materials Science and Engineering A.* – 2012. – V. 535. – P. 306-310.
72. Mechanical properties and fracture characteristics of high carbon steel after equal channel angular pressing / Y. Xiong, T. He, Z. Guo, H. He, F. Ren, A. A. Volinsky. – Текст : непосредственный // *Materials Science and Engineering A.* – 2013. – V. 563. – P. 163-167.
73. Effects of laser shock processing on surface microstructure and mechanical properties of ultrafine-grained high carbon steel / Y. Xiong, T. He, Z. Guo, H. He, F. Ren, A. A. Volinsky. – Текст : непосредственный // *Materials Science and Engineering A.* – 2013. – V. 570. – P. 82-86.
74. **Панин, В. Е.** Наноструктурирование поверхностных слоев конструкционных материалов и нанесение наноструктурных покрытий : учебное пособие / В. Е. Панин, В. П. Сергеев, А. В. Панин. – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2010. – 254 с. – ISBN 978-5-98298-734-1. – Текст : непосредственный.
75. Tensile properties of a nanocrystalline 316L austenitic stainless steel / X. H. Chen, J. Lu, L. Lu, K. Lu. – Текст : непосредственный // *Scripta Materialia.* – 2005. – V. 52. – No. 10. – P. 1039-1044.
76. **Mordyuk, B. N.** Ultrasonic impact peening for the surface properties' management / B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko. – Текст : непосредственный // *Journal of Sound and Vibration.* – 2007. – V. 308. – No. 3-5. – P. 855-866.
77. Fatigue and mechanical characteristics of nano-structured tool steel by ultrasonic cold forging technology / C.-M. Suh, G.-H. Song, M.-S. Suh, Y.-S. Pyoun. – Текст : непосредственный // *Materials Science and Engineering A.* – 2007. – V. 443. – P. 101-106.

78. **Liu, Y.** Determination of the plastic properties of materials treated by ultrasonic surface rolling process through instrumented indentation / Y. Liu, X. Zhao, D. Wang. – Текст : непосредственный // *Materials Science and Engineering A*. – 2014. – V. 600. – P. 21-31.
79. **Лежнин, Н. В.** Влияние ультразвуковой ударно-фрикционной обработки на упрочнение и топографию поверхности конструкционной стали 09Г2С / Н. В. Лежнин, А. В. Макаров, С. Н. Лучко – Текст : непосредственный // *Письма о материалах*. – 2019. – Т. 9. – № 3. – С. 310-315.
80. On the influence of mechanical surface treatments – deep rolling and laser shock peening – on the fatigue behavior of Ti–6Al–4V at ambient and elevated temperatures / R. K. Nalla, I. Altenberger, U. Noster, G. Y. Liu, B. Scholtes, R. O. Ritchie. – Текст : непосредственный // *Materials Science and Engineering A*. – 2003. – V. 355. – No. 1-2. – P. 216-230.
81. Micro-structural strengthening mechanism of multiple laser shock processing impacts on AISI 8620 steel / J. Z. Lu, J. W. Zhong, K. Y. Luo, L. Zhang, F. Z. Dai, K. M. Chen, Q. W. Wang, J. S. Zhong, Y. K. Zhang. – Текст : непосредственный // *Materials Science and Engineering A*. – 2011. – V. 528. – P. 6128-6133.
82. Formation of nanocrystalline structure in steels by ball drop test / M. Umemoto, B. Huang, K. Tsuchiya, N. Suzuki. – Текст : непосредственный // *Scripta Materialia*. – 2002. – V. 46. – Is. 5. – P. 383-388.
83. **Umemoto, M.** Formation of nanocrystalline structure in carbon steels by ball drop and particle impact techniques / M. Umemoto, K. Todaka, K. Tsuchiya. – Текст : непосредственный // *Materials Science and Engineering A*. – 2004. – V. 375-377. – P. 899-904.
84. **Torres, M. A. S.** An evaluation of shot peening, residual stress and stress relaxation on the fatigue life of AISI 4340 steel / M. A. S. Torres, H. J. C. Voorwald. – Текст : непосредственный // *International Journal of Fatigue*. – 2002. – V. 24. – Is. 8. – P. 877-886.
85. **Lv, Y.** Effect of shot peening on the fatigue resistance of laser surface melted 20CrMnTi steel gear / Y. Lv, L. Lei, L. Sun. – Текст : непосредственный // *Materials Science and Engineering A*. – 2015. – V. 629. – P. 8-15.
86. The effect of the cementite phase on the surface hardening of carbon steels by shot peening / W. B. Lee, K. T. Cho, K. H. Kim, K. I. Moon, Y. Lee. – Текст : непосредственный // *Materials Science and Engineering A*. – 2010. – V. 527. – P. 5852-5857.
87. **Цейтлин, В. И.** Пневмодробеструйное упрочнение / В. И. Цейтлин, В. И. Волков. – Текст : непосредственный // *Упрочняющие технологии и покрытия*. – 2006. – № 7. – С. 13-19.

88. **Jha, S. K.** Nominal vs local shot-peening effects on fatigue lifetime in Ti-6Al-2Sn-4Zn-6Mo at elevated temperature / S. K. Jha, R. John, J. M. Larsen. – Текст : непосредственный // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2009. – V. 40. – Is. 11. – P. 2675-2684.
89. **Wang, T.** Surface nanocrystallization induced by shot peening and its effect on corrosion resistance of 1Cr18Ni9Ti stainless steel / T. Wang, J. Yu, B. Dong. – Текст : непосредственный // Surface and Coatings Technology. – 2006. – V. 200. – Is. 16-17. – P. 4777-4781.
90. Nanocrystallization and  $\alpha$  martensite formation in the surface layer of medium-manganese austenitic wear-resistant steel caused by shot peening / T. S. Wang, B. Lu, M. Zhang, R. J. Hou, F. C. Zhang. – Текст : непосредственный // Materials Science and Engineering A. – 2007. – V. 458. – Is. 1-2 – P. 249-252.
91. Surface nanocrystallization of iron induced by ultrasonic shot peening / N. R. Tao, M. L. Sui, J. Lu, K. Lua. – Текст : непосредственный // Nanostructured Materials. – 1999. – V. 11. – Is. 4. – P. 433-440.
92. **Джураев, А. Д.** Анализ напряженно-деформированного состояния поверхностного слоя при дробеструйном упрочнении деталей машин / А. Д. Джураев, И. Г. Шин. – Текст : непосредственный // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2009. – № 10. – С. 3-7.
93. **Макаров, А. В.** Наноструктурирующая фрикционная обработка углеродистых и низколегированных сталей / А. В. Макаров. – Текст : непосредственный // Перспективные материалы. Том IV : учебное пособие / Под ред. Д. Л. Мерсона. – Тольятти: ТГУ, 2011. – ISBN 978-5-8259-0605-8. – Глава 3. – С. 123-208.
94. Повышение теплостойкости и износостойкости закаленных углеродистых сталей фрикционной упрочняющей обработкой / А. В. Макаров, Л. Г. Коршунов, И. Ю. Малыгина, И. Л. Солодова. – Текст : непосредственный // Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov. – 2007. – № 3. – С. 57-62.
95. **Макаров, А. В.** Прочность и износостойкость нанокристаллических структур поверхностей трения сталей с мартенситной основой / А. В. Макаров, Л. Г. Коршунов. – Текст : непосредственный // Известия Вузов. Физика. – 2004. – № 8. – С. 65-80.
96. Влияние длительного нагрева на термическое разупрочнение, химический состав и эволюцию нанокристаллической структуры, сформированной в закаленной высокоуглеродистой стали при фрикционной обработке / А. В. Макаров, Л. Г. Коршунов, Р. А. Саврай, Н. А. Давыдова, И. Ю. Малыгина, Н. Л. Черненко. – Текст : непосредственный // Физика металлов и metallovedenie. – 2014. – Т. 115. – № 3. – С. 324-336.

97. Влияние упрочняющей фрикционной обработки на химический состав, структуру и трибологические свойства высокоуглеродистой стали / А. В. Макаров, Л. Г. Коршунов, В. Б. Выходец, Т. Е. Куренных, Р. А. Саврай. – Текст : непосредственный // Физика металлов и металловедение. – 2010. – Т. 110. – № 5. – С. 530-544.
98. Повышение износостойкости закаленной конструкционной стали наноструктурирующей фрикционной обработкой / А. В. Макаров, Н. А. Поздеева, Р. А. Саврай, А. С. Юровских, И. Ю. Малыгина. – Текст : непосредственный // Трение и износ. – 2012. – Т. 33. – № 6. – С. 444-455.
99. Microstructural evolution of pure copper subjected to friction sliding deformation at room temperature / S. Q. Deng, A. Godfrey, W. Liu, C. L. Zhang. – Текст : непосредственный // Materials Science and Engineering A. – 2015. – V. 639. – P. 448-455.
100. Wear resistance of a laser-clad NiCrBSi coating hardened by frictional finishing / N. N. Soboleva, A. V. Makarov, I. Yu. Malygina, R. A. Savrai. – DOI 10.1063/1.4967049 – Текст : электронный // AIP Conference Proceedings. – 2016. – V. 1785. – P. 030028 (1-4). – URL: <https://pubs.aip.org/aip/acp/article/1785/1/030028/885014/Wear-resistance-of-a-laser-clad-NiCrBSi-coating> (дата обращения: 18.01.2024).
101. **Макаров, А. В.** Влияние лазерной обработки на структуру, износостойкость и усталостные свойства высокопрочного чугуна / А. В. Макаров, И. Ю. Малыгина, А. Л. Осинцева. – Текст : непосредственный // Физика и химия обработки материалов. – 2006. – № 4. – С. 46-55.
102. Fatigue life improvement through surface nanostructuring of stainless steel by means of surface mechanical attrition treatment / T. Roland, D. Reintant, K. Lu, J. Lu. – Текст : непосредственный // Scripta Materialia. – 2006. – V. 54. – No. 11. – P. 1949-1954.
103. **Huang, L.** Nanomechanical properties of nanostructured titanium prepared by SMAT / L. Huang, J. Lu, M. Troyon. – Текст : непосредственный // Surface and Coatings Technology. – 2006. – V. 201. – Is. 1-2. – P. 208-213.
104. An investigation of surface nanocrystallization mechanism in Fe induced by surface mechanical attrition treatment / N. R. Tao, Z. B. Wang, W. P. Tong, M. L. Sui, J. Lu, K. Lu. – Текст : непосредственный // Acta Materialia. – 2002. – V. 50. – Is. 18. – P. 4603-4616.
105. Effect of surface nanocrystallization on friction and wear properties in low carbon steel / Z. B. Wang, N. R. Tao, S. Li, W. Wang, G. Liu, J. Lu, K. Lu. – Текст : непосредственный // Materials Science and Engineering A. – 2003. – V. 352. – Is. 1-2. – P. 144-149.

106. Formation of nanostructured surface layer on AISI 304 stainless steel by means of surface mechanical attrition treatment / H. W. Zhang, Z. K. Hei, G. Liu, J. Lu, K. Lu. – Текст : непосредственный // Acta Materialia. – 2003. – V. 51. – Is. 7. – P. 1871-1881.
107. Diffusion of chromium in nanocrystalline iron produced by means of surface mechanical attrition treatment / Z. B. Wang, N. R. Tao, W. P. Tong, J. Lu, K. Lu. – Текст : непосредственный // Acta Materialia. – 2003. – V. 51. – Is. 14. – P. 4319-4329.
108. **Lu, K.** Nanostructured surface layer on metallic materials induced by surface mechanical attrition treatment / K. Lu, J. Lu. – Текст : непосредственный // Materials Science and Engineering A. – 2004. – V. 375-377. – P. 38-45.
109. Friction and wear behaviors of nanocrystalline surface layer of chrome-silicon alloy steel / D. M. Ba, S. N. Ma, F. J. Meng, C. Q. Li. – Текст : непосредственный // Surface and Coatings Technology. – 2007. – V. 202. – Is. 2. – P. 254-260.
110. **Fan, J.** Toughened austenitic stainless steel by surface severe plastic deformation / J. Fan, T. Fu. – Текст : непосредственный // Materials Science and Engineering A. – 2012. – V. 552. – P. 359-363.
111. A research on the microstructure evolution of austenite stainless steel by surface mechanical attrition treatment / S. Liu, S. Y. Gao, Y. F. Zhou, X. L. Xing, X. R. Hou, Y. L. Yang, Q. X. Yang. – Текст : непосредственный // Materials Science and Engineering A. – 2014. – V. 617. – P. 127-138.
112. **Liu, Y.** Mechanical properties and thermal stability of nanocrystallized pure aluminum produced by surface mechanical attrition treatment / Y. Liu, B. Jin, J. Lu. – Текст : непосредственный // Materials Science and Engineering A. – 2015. – V. 636. – P. 446-451.
113. The deformation behavior of AZ31 Mg alloy with surface mechanical attrition treatment / X. Meng, M. Duan, L. Luo, D. Zhan, B. Jin, Y. Jin, X. Rao, Y. Liu, J. Lu. – Текст : непосредственный // Materials Science and Engineering A. – 2017. – V. 707. – P. 636-646.
114. **Макаров, А. В.** Металлофизические основы наноструктурирующей фрикционной обработки сталей / А. В. Макаров, Л. Г. Коршунов. – Текст : непосредственный // Физика металлов и металловедение. – 2019. – Т. 120. – № 3. – С. 327-336.
115. **Наркевич, Н. А.** Структура, механические и триботехнические свойства аустенитной азотистой стали после фрикционной обработки / Н. А. Наркевич, И. А. Шулепов, И. П. Миронов. – Текст : непосредственный // Физика металлов и металловедение. – 2017. – Т. 118. – № 4. – С. 421-428.

116. Повышение трибологических свойств аустенитной стали 12X18H10T наноструктурирующей фрикционной обработкой / А. В. Макаров, П. А. Скорынина, А. Л. Осинцева, А. С. Юровских, Р. А. Саврай. – Текст : непосредственный // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2015. – № 4(69). – С. 80-92.
117. Role of strain gradient on the formation of nanocrystalline structure produced by severe plastic deformation / J. G. Li, M. Umemoto, Y. Todaka, K. Tsuchiya. – Текст : непосредственный // Journal of Alloys and Compounds. – 2007. – V. 434-435. – P. 290-293.
118. Напряженно-деформированное состояние и поврежденность при фрикционной упрочняющей обработке плоской стальной поверхности скользящим цилиндрическим индентором / Д. И. Вичужанин, А. В. Макаров, С. В. Смирнов, Н. А. Поздеева, И. Ю. Малыгина. – Текст : непосредственный // Проблемы машиностроения и надежности машин. – 2011. – № 6. – С. 61-69.
119. Трибологические аспекты наноструктурирующего выглаживания конструкционных сталей / В. П. Кузнецов, А. В. Макаров, С. Г. Псахье, Р. А. Саврай, И. Ю. Малыгина, Н. А. Давыдова. – Текст : непосредственный // Физическая мезомеханика. – 2014. – Т. 17. – № 3. – С. 14-30.
120. **Makarov, A. V.** Strength and wear resistance of nanocrystal structures on friction surfaces of steels with martensitic base / A. V. Makarov, L. G. Korshunov. – Текст : непосредственный // Russian Physics Journal. – 2004. – V. 47. – No. 8. – P. 857-871.
121. Влияние технологических условий наноструктурирующей фрикционной обработки на структурно-фазовое состояние и упрочнение метастабильной аустенитной стали / А. В. Макаров, П. А. Скорынина, А. С. Юровских, А. Л. Осинцева. – Текст : непосредственный // Физика металлов и металловедение. – 2017. – Т. 118. – № 12. – С. 1300-1311.
122. The tensile properties of pearlite, bainite, and spheroidite / M. Gensamer, E. V. Pearsall, W. S. Pellini, J. R. Low Jr. – Текст : непосредственный // Transactions of the American Society for Metals. – 1942. – V. 30. – P. 983-1020.
123. **Меськин, В. С.** Ферромагнитные сплавы / В. С. Меськин. – Л.; М.: ОНТИ; НКТП, 1937. – 791 с. – Текст : непосредственный.
124. Магнитный контроль твердости и структуры рельсовой стали / Л. А. Кирель, О. И. Цысь, В. С. Наговицын, О. М. Михайлова, В. М. Камардин, Н. А. Михайлова. – Текст : непосредственный // Дефектоскопия. – 2000. – № 9. – С. 69-75.

125. **Thompson, S. M.** The magnetic properties of pearlitic steels as a function of carbon content / S. M. Thompson, B. K. Tanner. – Текст : непосредственный // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. – 1993. – V. 123. – Is. 3. – P. 283-298.
126. **Лысак, Л. И.** Анализ напряжений второго рода  $\alpha$ -фазы закаленной и отпущенной стали / Л. И. Лысак. – Текст : непосредственный // Известия АН СССР, серия физическая. – 1956. – Т. 20. – № 6. – С. 624-630.
127. **Горкунов, Э. С.** Влияние структуры сталей на процессы пермагничивания в слабых и сильных магнитных полях и решение задач магнитной структуроскопии изделий из этих сталей / Э. С. Горкунов, Ю. Н. Драгошанский, С. С. Родионова. – Текст : непосредственный // Дефектоскопия. – 1998. – № 6. – С. 42-59.
128. **Томилов, Г. С.** Магнитные свойства, электропроводность и твердость рельсовой стали М75 после изотермической закалки и последующего отпуска / Г. С. Томилов, В. И. Матвеев. – Текст : непосредственный // Дефектоскопия. – 1965. – № 1. – С. 72-81.
129. **Бида, Г. В.** Исследование возможности неразрушающего магнитного контроля механических свойств термоупрочненных рельсов / Г. В. Бида, В. М. Камардин, М. В. Тартачная. – Текст : непосредственный // Техническая диагностика и неразрушающий контроль. – 1993. – № 4. – С. 42-48.
130. Исследование структуры, магнитных и механических свойств стали М74 и возможности неразрушающего контроля качества термоупрочненных рельсов / Г. В. Бида, А. П. Ничипурук, В. М. Камардин, А. Н. Сташков. – Текст : непосредственный // Дефектоскопия. – 2005. – № 6. – С. 75-89.
131. **Михеев, М. Н.** Связь магнитных свойств со структурным состоянием вещества – физическая основа магнитного структурного анализа / М. Н. Михеев, Э. С. Горкунов. – Текст : непосредственный // Дефектоскопия. – 1981. – № 8. – С. 3-23.
132. Magnetic and metallurgical properties of high-tensile steels / B. K. Tanner, J. A. Szpunar, S. N. M. Willcock, L. L. Morgan, P. A. Mundell. – Текст : непосредственный // Journal of Materials Science. – 1988. – V. 23. – Is. 12. – P. 4534-4540.
133. **Jiles, D. C.** Magnetic properties and microstructure of AISI 1000 series carbon steels / D. C. Jiles. – Текст : непосредственный // Journal of Physics D: Applied Physics. – 1988. – V. 21. – Is. 7. – P. 1186-1195.

134. Взаимосвязь коэрцитивной силы с химическим составом и микроструктурой отожженных сталей / Э. С. Горкунов, В. М. Сомова, Т. П. Царькова, С. С. Родионова, И. А. Кузнецов, Л. Д. Гаврилова. – Текст : непосредственный // Дефектоскопия. – 1997. – № 8. – С. 31-49.
135. Взаимосвязь физико-механических свойств со структурным состоянием сильнодеформированных патентированных углеродистых сталей при волочении / Э. С. Горкунов, С. В. Грачев, С. В. Смирнов, В. М. Сомова, С. М. Задворкин, Л. Е. Карькина. – Текст : непосредственный // Дефектоскопия. – 2005. – № 2. – С. 3-22.
136. **Горкунов, Э. С.** Магнитные и электрические свойства сталей 18ХНВА, 34ХНЗМ, У9А в зависимости от режима термообработки / Э. С. Горкунов, М. Н. Михеев, Ф. Н. Дунаев. – Текст : непосредственный // Дефектоскопия. – 1975. – № 3. – С. 119-126.
137. **Михеев, М. Н.** Использование постоянного подмагничивающего поля при контроле изделий после термообработки / М. Н. Михеев, Ф. Н. Дунаев, Э. С. Горкунов. – Текст : непосредственный // Дефектоскопия. – 1977. – № 1. – С. 131-133.
138. Электромагнитный контроль твердости термообработанных малогабаритных изделий из стали 40Х / М. Н. Михеев, Э. С. Горкунов, В. В. Гребенщиков, Н. В. Ремез, М. П. Щеткова. – Текст : непосредственный // Дефектоскопия. – 1978. – № 3. – С. 62-68.
139. **Михеев, М. Н.** О возможных причинах различия процессов перемагничивания в слабых и средних магнитных полях термически обработанных конструкционных сталей / М. Н. Михеев, Э. С. Горкунов. – Текст : непосредственный // Физика металлов и металловедение. – 1981. – Т. 51. – В. 4. – С. 749-755.
140. **Горкунов, Э. С.** Влияние пластической деформации при гидростатическом давлении на поврежденность и магнитные характеристики низкоуглеродистой стали 3сп / Э. С. Горкунов, С. В. Смирнов, С. С. Родионова. – Текст : непосредственный // Физическая мезомеханика. – 2003. – Т. 6. – № 5. – С. 101-108.
141. Применение магнитных и электромагнитно-акустических методов для оценки пластической деформации при циклическом нагружении отожженной среднеуглеродистой стали / Э. С. Горкунов, Р. А. Саврай, А. В. Макаров, С. М. Задворкин, С. В. Смирнов, С. А. Роговая, М. Н. Соломеин. – Текст : непосредственный // Дефектоскопия. – 2006. – № 5. – С. 29-36.
142. **Зайкова, В. А.** Доменная структура и магнитные свойства электротехнических сталей / В. А. Зайкова, И. Е. Старцева, Б. Н. Филиппов. – М.: Наука, 1992. – 272 с. – ISBN 5-02-001554-7. – Текст : непосредственный.

143. **Бакунов, А. С.** Магнитный контроль : учебное пособие / А. С. Бакунов, Э. С. Горкунов, В. Е. Щербинин ; под общ. ред. В. В. Ключева. – М.: Издательский дом «Спектр», 2011. – 192 с. – ISBN 978-5-904270-56-8. – Текст : непосредственный.
144. **Cartz, L.** Nondestructive testing: radiography, ultrasonics, liquid penetrant, magnetic particle, eddy current / L. Cartz. – Materials Park: ASM International, 1995. – 229 p. – ISBN 9780871705174. – Текст : непосредственный.
145. **Гордиенко, В. Е.** Пассивный феррозондовый контроль структуры металла и внутренних напряжений в элементах сварных МК / В. Е. Гордиенко. – СПб.: СПбГАСУ, 2010. – 83 с. – ISBN 978-5-9227-0234-8. – Текст : непосредственный.
146. **Schijve, J.** Fatigue of structures and materials, second edition / J. Schijve. – Dordrecht: Springer, 2009. – 626 p. – ISBN 978-1-4020-6807-2. – Текст : непосредственный.
147. Устойчивость остаточной намагниченности термически обработанных стальных изделий к действию упругих деформаций / Э. С. Горкунов, В. Ф. Новиков, А. П. Ничипурук, В. В. Насонов, А. В. Кадров, И. Н. Татлыбаева. – Текст : непосредственный // Дефектоскопия. – 1991. – № 2. – С. 68-76.
148. **Новиков, В. Ф.** Устойчивость остаточно-намагниченного состояния инструментальных сталей / В. Ф. Новиков, Б. В. Федоров, В. А. Изосимов. – Текст : непосредственный // Дефектоскопия. – 1995. – № 2. – С. 68-71.
149. Development of a magnetic sensor for detection and sizing of internal pipeline corrosion defects / N. B. S. Gloria, M. C. L. Areiza, I. V. J. Miranda, J. M. A. Rebello. – Текст : непосредственный // NDT&E International. – 2009. – V. 42. – Is. 8. – P. 669-677.
150. **Русаков, А. А.** Рентгенография металлов / А. А. Русаков. – М: Атомиздат, 1977. – 480 с. – Текст : непосредственный.
151. Nondestructive methods for material property determination / Eds. by C. O. Ruud, R. E. Green Jr. – New York: Plenum Press, 1984. – 410 p. – ISBN 978-1-4684-4771-2. – Текст : непосредственный.
152. **Джонсон, К.** Механика контактного взаимодействия / К. Джонсон. – М.: Мир, 1989. – 510 с. – Текст : непосредственный.
153. Патент № 33653 Российская Федерация, МПК G01N 27/84 (2000.01), G01N 27/82 (2000.01). Намагничивающее устройство : № 2003116730/20 : заявлено 05.06.2003 : опубликовано 27.10.2003 / Горкунов Э. С., Башков Ю. Ф., Дурницкий В. Н., Табачник В. П. – Текст : непосредственный.

154. **Тушинский, Л. И.** Структура перлита и конструктивная прочность стали / Л. И. Тушинский, А. А. Батаев, Л. Б. Тихомирова. – Новосибирск: Наука, 1993. – 280 с. – ISBN 5-02-030323-2. – Текст : непосредственный.
155. **Счастливец, В. М.** Структурные превращения в перлите при нагреве. III. Сфероидизация карбидов. Уравнение Гиббса-Томпсона и проблема коагуляции карбидов / В. М. Счастливец, И. Л. Яковлева, Д. А. Мирзаев. – Текст : непосредственный // Физика металлов и металловедение. – 1994. – Т. 78. – № 3. – С. 104-115.
156. **Долженков, И. Е.** Сфероидизация карбидов в стали / И. Е. Долженков, И. И. Долженков. – М.: Металлургия, 1984. – 142 с. – Текст : непосредственный.
157. **Счастливец, В. М.** Структурные превращения в перлите при нагреве. II. Источник фазового наклепа и рекристаллизация феррита / В. М. Счастливец, И. Л. Яковлева, Д. А. Мирзаев. – Текст : непосредственный // Физика металлов и металловедение. – 1994. – Т. 78. – № 3. – С. 94-103.
158. Эволюция структуры пластинчатого перлита углеродистой стали при отжиге. I. Кристаллография сфероидизации цементита / И. Л. Яковлева, Л. Е. Карькина, Ю. В. Хлебникова, В. М. Счастливец, Т. И. Табатчикова. – Текст : непосредственный // Физика металлов и металловедение. – 2001. – Т. 92. – № 6. – С. 81-88.
159. Фрактография и атлас фрактограмм : справочное издание / Под ред. Дж. Феллоуза ; перевод с английского. – М.: Металлургия, 1982. – 489 с. – Текст : непосредственный.
160. **Miller, L. E.** Tensile fractures in carbon steels / L. E. Miller, G. C. Smith. – Текст : непосредственный // J Iron Steel Inst (London) – 1970. – V. 208. – Is. 11. – P. 988-1005.
161. **Энгель, Л.** Растровая электронная микроскопия. Разрушение : справочное издание / Л. Энгель, Г. Клингеле ; перевод с немецкого. – М.: Металлургия, 1986. – 232 с. – Текст : непосредственный.
162. **Бабич, В. К.** Деформационное старение стали / В. К. Бабич, Ю. П. Гуль, И. Е. Долженков. – М.: Металлургия, 1972. – 320 с. – Текст : непосредственный.
163. **Rosenfield, A. R.** Fracture of steels containing pearlite / A. R. Rosenfield, G. T. Hahn, J. D. Embury. – Текст : непосредственный // Metallurgical Transactions. – 1972. – V. 3. – Is. 11. – P. 2797-2804.
164. **Hyzak, J. M.** The role of microstructure on the strength and toughness of fully pearlitic steels / J. M. Hyzak, I. M. Bernstein. – Текст : непосредственный // Metallurgical Transactions A. – 1976. – V. 7. – Is. 8. – P. 1217-1224.

165. Исследование внутреннего трения патентованной стали У8 после дополнительного отжига / Т. И. Табатчикова, С. Б. Михайлов, В. М. Счастливцев, С. В. Грачев, А. Ю. Рыковская. – Текст : непосредственный // Физика металлов и металловедение. – 1997. – Т. 84. – № 4. – С. 85-97.
166. **Меськин, В. С.** Основы легирования стали / В. С. Меськин. – М.: Металлургия, 1964. – 684 с. – Текст : непосредственный.
167. **Takahashi, T.** Flow stress and work-hardening of pearlitic steel / T. Takahashi, M. Nagumo. – Текст : непосредственный // Transactions of the Japan Institute of Metals – 1970. – V. 11. – Is. 2. – P. 113-119.
168. Влияние больших степеней деформации при волочении на физико-механические свойства патентованной стальной проволоки / Э.С. Горкунов, С.В. Грачев, С.В. Смирнов, В.М. Сомова, С.М. Задворкин, Л.Е. Карькина. – Текст : непосредственный // Физика металлов и металловедение. – 2004. – Т. 98. – № 5. – С. 85-97.
169. **Мешков, Ю. Я.** Физические основы разрушения стальных конструкций / Ю. Я. Мешков. – Киев: Наукова думка, 1981. – 240 с. – Текст : непосредственный.
170. Изучение структурных особенностей цементита в перлите по уширению дифракционных максимумов / К. Ю. Окишев, Д. А. Мирзаев, В. М. Счастливцев, И. Л. Яковлева. – Текст : непосредственный // Физика металлов и металловедение. – 1998. – Т. 85. – № 2. – С. 145-152.
171. **Изотов, В. И.** Разупрочнение при отпуске низколегированной малоуглеродистой стали со структурой квази-эвтектоида («вырожденного» перлита) / В. И. Изотов, А. Ф. Еднерал, Г. А. Филиппов. – Текст : непосредственный // Физика металлов и металловедение. – 1997. – Т. 84. – № 4. – С. 71-84.
172. **Бахарев, О. Г.** Частичный распад цементита при пластической деформации и деформационное старение перлитной стали / О. Г. Бахарев. – Текст : непосредственный // Металлофизика. – 1989. – Т. 11. – № 6. – С. 78-82.
173. **Gavriljuk, V. G.** Decomposition of cementite in pearlitic steel due to plastic deformation / V. G. Gavriljuk. – Текст : непосредственный // Materials Science and Engineering A. – 2003. – V. 345. – P. 81-89.
174. **Дударев, Е. Ф.** Масштабные уровни потери сдвиговой устойчивости на стадии зарождения, формирования и распространения полос Людерса-Чернова / Е. Ф. Дударев, Г.

- П. Почивалова, Г. П. Бакач. – Текст : непосредственный // Физическая мезомеханика. – 1999. – Т. 2. – № 1-2. – С. 105-114.
175. **Иванова, В. С.** Усталость металлов и сплавов / В. С. Иванова, В. Ф. Терентьев. – Текст : непосредственный // Металловедение и термическая обработка. – М.: ВИНТИ, 1967. – С. 5-62.
176. Strain ageing in heavily drawn eutectoid steel wires / P. Watté, J. Van Humbeeck, E. Aernoudt, I. Lefever. – Текст : непосредственный // Scripta Materialia. – 1996. – V. 34. – Is. 1. – P. 89-95.
177. **Майр, П.** Основы поведения стали при циклических нагрузках. Стадия I, предшествующая распространению трещин / П. Майр. – Текст : непосредственный // Поведение стали при циклических нагрузках / Под ред. В. Даля ; перевод с немецкого. – М.: Металлургия, 1982. – С. 144-173.
178. Исследование усталостного деформирования материалов с использованием метода инфракрасной термографии / О. А. Плехов, С. В. Уваров, Н. Сантье, Т. Пален-Лук, О. Б. Наймарк. – Текст : непосредственный // Деформация и разрушение материалов. – 2005. – № 11. – С. 42-46.
179. **Трощенко, В. Т.** Деформирование и разрушение металлов при многоцикловом нагружении / В. Т. Трощенко. – Киев: Наукова думка, 1981. – 344 с. – Текст : непосредственный.
180. **Трощенко, В. Т.** Методы ускоренного определения пределов выносливости металлов на основе деформационных и энергетических критериев / В. Т. Трощенко, Л. А. Хамаза, Г. В. Цыбанев. – Киев: Наукова думка, 1979. – 175 с. – Текст : непосредственный.
181. **Орлов, П. И.** Основы конструирования : справочно-методическое пособие. В 2 книгах. Кн. 1 / П. И. Орлов ; под ред. П. Н. Учаева. – М.: Машиностроение, 1988. – 560 с. – ISBN 5-217-00222-0. – Текст : непосредственный.
182. **Lesuer, D. R.** Severe plastic deformation through adiabatic shear banding in Fe-C steels / D. R. Lesuer, C. K. Syn, O. D. Sherby. – Текст : непосредственный // Materials Science and Engineering A. – 2005. – V. 410-411. – P. 222-225.
183. **Романив, О. Н.** Влияние структурных факторов на кинетику трещин усталости в конструкционных сталях / О. Н. Романив, Я. Н. Гладкий, Ю. В. Зима. – Текст : непосредственный // Физико-химическая механика материалов. – 1978. – № 2. – С. 3-15.
184. **Sankaran, S.** Low cycle fatigue behavior of a multiphase microalloyed medium carbon steel: comparison between ferrite-pearlite and quenched and tempered microstructures / S. Sankaran,

- V. Subramanya Sarma, K. A. Padmanabhan. – Текст : непосредственный // *Materials Science and Engineering A*. – 2003. – V. 345. – P. 328-335.
185. **Барсом.** Распространение усталостной трещины в сталях с различным пределом текучести / Барсом. – Текст : непосредственный // *Труды АОИМ*. С. В. 93. – 1971. – № 4. – С. 313-320.
186. *Fatigue crack growth thresholds, endurance limits, and design, (STP 1372)* / Eds. by J. C. Newman Jr., R. S. Piascik. – West Conshohocken: ASTM International, 2000. – 431 p. – ISBN 9780803126244. – Текст : непосредственный.
187. **Колесников, В. И.** Факторы, влияющие на распределение механических характеристик по глубине железнодорожного колеса в условиях циклического нагружения / В. И. Колесников, А. Т. Козаков, А. В. Сидашов. – Текст : непосредственный // *Деформация и разрушение материалов*. – 2007. – № 12. – С. 38-42.
188. Структура, механические и магнитные свойства стали 30ХГСА после комплексного воздействия холодной пластической деформации и термической обработки / М. В. Дегтярев, Б. И. Каменецкий, Л. С. Давыдова, Э. С. Горкунов, А. П. Ничипурук, Т. И. Чашухина, Л. М. Воронова, Л. Д. Гаврилова, Т. П. Царькова. – Текст : непосредственный // *Дефектоскопия*. – 1997. – № 7. – С. 15-20.
189. **Mager, A.** Über den Einfluß der Korngröße auf die Koerzitivkraft / A. Mager. – Текст : непосредственный // *Annalen der Physik*. – 1952. – V. 446. – Is. 1. – P. 15-16.
190. **Гудинаф, Д.** Теория возникновения областей самопроизвольной намагниченности и коэрцитивной силы в поликристаллических ферромагнетиках / Д. Гудинаф. – Текст : непосредственный // *Магнитная структура ферромагнетиков : сборник статей* / Под ред. С. В. Вонсовского. – М.: Изд-во иностранной литературы, 1959. – С. 19-57.
191. **Михеев, М. Н.** Магнитные методы структурного анализа и неразрушающего контроля / М. Н. Михеев, Э. С. Горкунов. – М.: Наука, 1993. – 252 с. – ISBN 5-02-001622-5. – Текст : непосредственный.
192. **Дегтярев, М. В.** Рост зерна при отжиге армко-железа с ультрадисперсной структурой различного типа, созданной деформацией сдвигом под давлением / М. В. Дегтярев, Л. М. Воронова, Т. И. Чашухина. – Текст : непосредственный // *Физика металлов и металловедение*. – 2005. – Т. 99. – № 3. – С. 58-68.

193. Градиентные структуры неравновесного перлита в деформируемой стали / Э. В. Козлов, Н. А. Попова, С. Г. Жулейкин, В. В. Коваленко, В. В. Ветер, В. Е. Громов. – Текст : непосредственный // Физическая мезомеханика. – 2003. – Т. 6. – № 5. – С. 73-79.
194. Nanocomposite thin films and coatings: processing, properties and performance / Eds. by S. Zhang, N. Ali. – London: Imperial College Press, 2007. – 615 p. – ISBN 978-1-86094-784-1. – Текст : непосредственный.
195. Investigation of carbide phase in strained steel by the method of nuclear gamma resonance / V. N. Gridnev, V. G. Gavriilyuk, I. Y. Dekhtyar, Y. Y. Meshkov, P. S. Nizin, V. G. Prokopenko. – Текст : непосредственный // Physica status solidi (a). – 1972. – V. 14. – Is. 2. – P. 689-694.
196. Mössbauer effect in deformed Fe–C alloys / V. N. Gridnev, V. V. Nemoshkalenko, Y. Y. Meshkov, V. G. Gavriilyuk, V. G. Prokopenko, O. N. Razumov. – Текст : непосредственный // Physica status solidi (a). – 1975. – V. 31. – Is. 1. – P. 201-210.
197. Atom probe tomography characterization of heavily cold drawn pearlitic steel wire / Y. J. Li, P. Choi, C. Borchers, Y. Z. Chen, S. Goto, D. Raabe, R. Kirchheim. – Текст : непосредственный // Ultramicroscopy. – 2011. – V. 111. – P. 628-632.
198. **Heilmann, P.** Orientation determination of subsurface cells generated by sliding / P. Heilmann, W. A. T. Clark, D. A. Rigney. – Текст : непосредственный // Acta Metallurgica. – 1983. – V. 31. – Is. 8. – P. 1293-1305.
199. **Korshunov, L. G.** Ultrafine structures formed upon friction and their effect on the tribological properties of steels / L. G. Korshunov, A. V. Makarov, N. L. Chernenko. – Текст : непосредственный // The Physics of Metals and Metallography. – 2000. – V. 90. – Suppl. 1. – P. S48-S58.
200. The physical properties of thin metal films / Eds. by G. P. Zhigal'skii, B. K. Jones. – London: Taylor & Francis, 2003. – 232 p. – ISBN 9780415283908. – Текст : непосредственный.
201. **Oliver, W. C.** An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments / W. C. Oliver, J. M. Pharr. – Текст : непосредственный // Journal of Materials Research. – 1992. – V. 7. – No. 6. – P. 1564-1583.
202. Change of Young's modulus of cold-deformed pure iron in a tensile test / J. A. Benito, J. Jorba, J. M. Manero, A. Roca. – Текст : непосредственный // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2005. – V. 36. – Is. 12. – P. 3317-3324.
203. Влияние внутренней структуры и состояния поверхности на развитие деформации на мезоуровне малоуглеродистой стали / В. Е. Панин, А. И. Слосман, Н. А. Антипина, А. В.

- Литвиненко. – Текст : непосредственный // Физическая мезомеханика. – 2001. – Т. 4. – № 1. – С. 105-110.
204. Формирование периодических мезополосовых структур при растяжении поликристаллов с протяженными границами раздела / В. Е. Панин, В. С. Плешанов, Ю. В. Гриняев, С. А. Кобзева. – Текст : непосредственный // Прикладная механика и техническая физика. – 1998. – Т. 39. – № 4. – С. 141-147.
205. Природа локализации пластической деформации твердых тел / В. Е. Панин, В. Е. Егорушкин, А. В. Панин, Д. Д. Моисеенко. – Текст : непосредственный // Журнал технической физики. – 2007. – Т. 77. – В. 8. – С. 62-69.
206. Structure of surface layers produced by non-vacuum electron beam boriding / I. A. Bataev, A. A. Bataev, M. G. Golkovski, D. S. Krivizhenko, A. A. Losinskaya, O. G. Lenivtseva. – Текст : непосредственный // Applied Surface Science. – 2013. – V. 284. – P. 472-481.
207. Стойкость упрочненных материалов в условиях контактного нагружения / Л. И. Тушинский, В. А. Батаев, В. М. Потапов, А. А. Батаев, А. П. Тимофеев. – Текст : непосредственный // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1988. – № 5. – С. 36-38.
208. Contact fatigue behavior of PVD-coated hardmetals / E. Tarrés, G. Ramírez, Y. Gaillard, E. Jiménez-Piqué, L. Llanes. – Текст : непосредственный // Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2009. – V. 27. – Is. 2. – P. 323-331.
209. **Caron, I.** Influence of surface-coatings on titanium-alloy resistance to fretting fatigue in cryogenic environment / I. Caron, J.M. De Monicault, R. Gras. – Текст : непосредственный // Tribology International. – 2001. – V. 34. – P. 217-223.
210. Особенности зарождения и роста усталостных трещин в стали при многократном динамическом сжатии / А. И. Попелюх, П. А. Попелюх, А. А. Батаев, А. А. Никулина, А. И. Смирнов. – Текст : непосредственный // Физика металлов и металловедение. – 2016. – Т. 117. – № 3. – С. 291-299.
211. **Шур, Е. А.** Структура и контактно-усталостная прочность стали / Е. А. Шур. – Текст : непосредственный // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1978. – № 8. – С. 37-43.
212. Nano structure and transformation mechanism of white layer for AISI1045 steel during impact wear / Y. Xu, L. Fang, Q. Cen, J. Zhu. – Текст : непосредственный // Wear. – 2005. – V. 258. – No. 1-4. – P. 537-544.

213. **Lamaitre, J.** A non-linear model of creep-fatigue damage accumulation and interaction / J. Lamaitre, J. Chaboche. – Текст : непосредственный // Mechanics of visco-elastic media and bodies: symposium, Gothenburg (Sweden), September 2-6, 1974 / Ed. by J. A. H. Hult. – Berlin: Springer-Verlag, 1975. – ISBN 978-0387072289. – P. 291-301.
214. **Atkins, A. G.** Fracture in forming / A. G. Atkins. – Текст : непосредственный // Journal of Materials Processing Technology. – 1996. – V. 56. – Is. 1-4. – P. 609-618.
215. **Kolmogorov, V. L.** A mathematical model for the formation and development of defects in metals / V. L. Kolmogorov, V. P. Fedotov, L. F. Spevak. – Текст : непосредственный // Advanced methods in materials processing defects, studies in applied mechanics (Vol. 45) / Eds. by M. Predeleanu, P. Gilormini. – Amsterdam: Elsevier, 1997. – ISBN 978-0-444-82670-1. – P. 51-60.
216. **Smirnov, S. V.** Definition of the kinetic equation form for damage under the plastic deformation / S. V. Smirnov, T. V. Domilovskaya. – Текст : непосредственный // Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures. – 2003. – V. 26. – Is. 4. – P. 373-379.
217. **Kolmogorov, V. L.** The restoration of the margin of metal plasticity after cold deformation / V. L. Kolmogorov, S. V. Smirnov. – Текст : непосредственный // Journal of Materials Processing Technology. – 1998. – V. 74. – Is. 1-3. – P. 83-88.
218. **Gil Sevillano, J.** Ductilization of nanocrystalline materials for structural applications / J. Gil Sevillano, J. Aldazabal. – Текст : непосредственный // Scripta Materialia. – 2004. – V. 51. – P. 795-800.
219. Low carbon steel with nanostructured surface layer induced by high-energy shot peening / G. Liu, S. C. Wang, X. F. Lou, J. Lu, K. Lu. – Текст : непосредственный // Scripta Materialia. – 2001. – V. 44. – P. 1791-1795.
220. **Клименов, В. А.** Исследование характера деформации на мезомасштабном уровне и разрушения композиции «газотермическое покрытие – основа» при растяжении / В. А. Клименов, С. В. Панин, В. П. Безбородов. – Текст : непосредственный // Физическая мезомеханика. – 1999. – Т. 2. – № 1-2. – С. 141-156.
221. **Shin, D. H.** Ultrafine grained steels processed by equal channel angular pressing / D. H. Shin, K.-T. Park. – Текст : непосредственный // Materials Science and Engineering A. – 2005. – V. 410-411. – P. 299-302.

222. Microstructure and properties of a low-carbon steel processed by equal-channel angular pressing / J. T. Wang, C. Xu, Z. Z. Du, G. Z. Qu, T. G. Langdon. – Текст : непосредственный // Materials Science and Engineering A. – 2005. – V. 410-411. – P. 312-315.
223. Processing of a low-carbon steel by equal-channel angular pressing / Y. Fukuda, K. Oh-ishi, Z. Horita, T. G. Langdon. – Текст : непосредственный // Acta Materialia. – 2002. – V. 50. – P. 1359-1368.
224. Dynamic deformation behavior of ultrafine-grained low-carbon steels fabricated by equal-channel angular pressing / B. Hwang, Y. G. Kim, H. S. Lee, S. Lee, B. D. Ahn, D. H. Shin, C. G. Lee. – Текст : непосредственный // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2005. – V. 36. – No. 2. – P. 389-397.
225. The effect of ultrasonic treatment on mechanical behavior of titanium and steel specimens / A. V. Panin, V. A. Klimenov, Yu. I. Pochivalov, A. A. Son, M. S. Kazachenok. – Текст : непосредственный // Theoretical and Applied Fracture Mechanics. – 2004. – V. 41. – Is. 1-3. – P. 163-172.
226. **Hanlon, T.** Grain size effects on the fatigue response of nanocrystalline metals / T. Hanlon, Y.-N. Kwon, S. Suresh. – Текст : непосредственный // Scripta Materialia. – 2003. – V. 49. – P. 675-680.
227. **Mughrabi, H.** Fatigue and microstructure of ultrafine-grained metals produced by severe plastic deformation / H. Mughrabi, H. W. Höppel, M. Kautz. – Текст : непосредственный // Scripta Materialia. – 2004. – V. 51. – No. 8. – P. 807-812.
228. Overview of fatigue properties of fine grain 5056 Al-Mg alloy processed by equal-channel angular pressing / V. Patlan, A. Vinogradov, K. Higashi, K. Kitagawa. – Текст : непосредственный // Materials Science and Engineering A. – 2001. – V. 300. – Is. 1-2. – P. 171-182.
229. **Миркин, Л. И.** Справочник по рентгеноструктурному анализу поликристаллов / Л. И. Миркин. – М.: Физматгиз, 1961. – 863 с. – Текст : непосредственный.
230. Nanocrystalline structure formation in carbon steel introduced by high speed drilling / J. G. Li, M. Umemoto, Y. Todaka, K. Tsuchiya. – Текст : непосредственный // Materials Science and Engineering A. – 2006. – V. 435-436. – P. 383-388.
231. A microstructural investigation of the surface of a drilled hole in carbon steels / J. G. Li, M. Umemoto, Y. Todaka, K. Tsuchiya. – Текст : непосредственный // Acta Materialia. – 2007. – V. 55. – Is. 4. – P. 1397-1406.

232. **Klesnil, M.** Fatigue of metallic materials, second revised edition, materials science monographs (Vol. 71) / M. Klesnil, P. Lukáš. – Amsterdam: Elsevier, 1992. – 270 p. – ISBN 0-444-98723-1. – Текст : непосредственный.
233. **Панин, С. В.** Деформация и разрушение на мезоуровне поверхностно упрочненных материалов / С. В. Панин. – Текст : непосредственный // Физическая мезомеханика. – 2005. – Т. 8. – № 3. – С. 31-47.
234. Физическая мезомеханика и компьютерное конструирование материалов : [в 2 томах] / Под ред. В. Е. Панина. – Новосибирск: Наука, 1995. – 2 т. – ISBN 5-02-030840-4. – Текст : непосредственный.
235. **Панин, В. Е.** Мезомеханика поверхностно упрочненных материалов / В. Е. Панин, А. И. Слосман, Н. А. Антипина. – Текст : непосредственный // Известия Томского политехнического университета. – 2003. – Т. 306. – № 1. – С. 30-36.
236. Влияние состояния поверхностного слоя на механизм пластического течения и сопротивление деформации малоуглеродистой стали / А. В. Панин, В. А. Клименов, Ю. И. Почивалов, А. А. Сон. – Текст : непосредственный // Физическая мезомеханика. – 2001. – Т. 4. – № 4. – С. 85-92.
237. Повышение прочностных характеристик конструкционной стали ЭК-181 на основе многоуровневого подхода физической мезомеханики / А. В. Панин, М. В. Леонтьева-Смирнова, В. М. Чернов, В. Е. Панин, Ю. И. Почивалов, Е. А. Мельникова. – Текст : непосредственный // Физическая мезомеханика. – 2007. – Т. 10. – № 4. – С. 73-86.
238. Enhanced mechanical behavior of a nanocrystallised stainless steel and its thermal stability / T. Roland, D. Rehrig, K. Lu, J. Lu. – Текст : непосредственный // Materials Science and Engineering A. – 2007. – V. 445-446. – P. 281-288.
239. Структура и механические свойства низкоуглеродистой феррито-перлитной стали 10Г2ФТ после интенсивной пластической деформации и последующих высокотемпературных отжигов / Е. Г. Астафурова, Г. Г. Захарова, Е. В. Найденкин, Г. И. Рааб, С. В. Добаткин. – Текст : непосредственный // Физическая мезомеханика. – 2010. – Т. 13. – № 4. – С. 91-101.
240. Heywood, R. B. Design against fatigue / R. B. Heywood. – London: Chapman and Hall, 1962. – 436 p. – Текст : непосредственный.
241. **Щербо, А. Г.** Основы теории упругости и пластичности / А. Г. Щербо. – Новополюк: Полоцкий государственный университет, 2008. – 240 с. – ISBN 978-985-418-743-3. – Текст : непосредственный.

242. Структурная неоднородность сварного соединения алюминиевого сплава и моделирование его упругой деформации / С. В. Смирнов, Н. Б. Пугачева, М. В. Мясникова, Е. О. Смирнова. – Текст : непосредственный // Физическая мезомеханика – 2014. – Т. 17. – № 1. – С. 51-56.
243. **Smirnov, S. V.** Comparative evaluation of metal damage on the free lateral surface of single-layer and three-layer strips under rolling / S. V. Smirnov, I. A. Veretennikova. – DOI 10.17804/2410-9908.2015.4.006-017 – Текст : электронный // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. – 2015. – Is. 4. – P. 6-17. – URL: [http://dream-journal.org/issues/2015-4/2015-4\\_39.html](http://dream-journal.org/issues/2015-4/2015-4_39.html) (дата обращения: 18.01.2024).
244. **Emel'yanov, I. G.** On an approach to the evaluation of the strength of a spatial rod system under impact loading / I. G. Emel'yanov, V. I. Mironov, A. V. Kuznetsov. – DOI 10.17804/2410-9908.2015.2.016-023 – Текст : электронный // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. – 2015. – Is. 2. – P. 16-23. – URL: [http://dream-journal.org/issues/2015-2/2015-2\\_24.html](http://dream-journal.org/issues/2015-2/2015-2_24.html) (дата обращения: 18.01.2024).
245. **Емельянов, И. Г.** Оценка сопротивления разрушению одной пространственной балочно-стержневой конструкции / И. Г. Емельянов, В. И. Миронов, А. В. Кузнецов. – Текст : непосредственный // Проблемы машиностроения и надежности машин. – 2015. – № 5. – С. 67-73.
246. Особенности магнитного и вихретокового контроля закаленной конструкционной стали, упрочненной наноструктурирующей фрикционной обработкой / А. В. Макаров, Э. С. Горкунов, Р. А. Саврай, Ю. М. Колобылин, Л. Х. Коган, А. С. Юровских, Н. А. Поздеева, И. Ю. Малыгина. – Текст : непосредственный // Дефектоскопия. – 2012. – № 11. – С. 3-13.
247. Патент № 2194773 Российская Федерация, МПК C21D 6/04 (2000.01), C21D 1/09 (2000.01). Способ обработки стальных изделий : № 2000120723/02 : заявлено 01.08.2000 : опубликовано 20.12.2002 / Макаров А. В., Коршунов Л. Г., Осинцева А. Л. – Текст : непосредственный.
248. **Крагельский, И. В.** Основы расчетов на трение и износ / И. В. Крагельский, М. Н. Добычин, В. С. Комбалов. – М.: Машиностроение, 1977. – 526 с. – Текст : непосредственный.
249. **Гаврилюк, В. Г.** Распределение углерода в стали / В. Г. Гаврилюк. – Киев: Наукова думка, 1987. – 208 с. – Текст : непосредственный.
250. **Коршунов, Л. Г.** Нанокристаллические структуры трения в сталях и сплавах, их прочностные и трибологические свойства / Л. Г. Коршунов, А. В. Макаров, Н. Л.

- Черненко. – Текст : непосредственный // Развитие идей академика В. Д. Садовского : сборник трудов / Под ред. М. А. Филиппова, Ю. В. Калетиной. – Екатеринбург: ООО «Квист», 2008. – ISBN 5-900474-58-5. – С. 218-241.
251. Исследование механизмов наноструктурирования поверхностного слоя при пластическом деформировании скользящим индентором. Моделирование на атомном масштабе / В. П. Кузнецов, А. Ю. Никонов, А. И. Дмитриев, С. Г. Псахье, А. В. Макаров. – Текст : непосредственный // Физическая мезомеханика. – 2012. – Т. 15. – № 3. – С. 59-69.
252. **Владимиров, В. И.** Проблемы физики трения и изнашивания / В. И. Владимиров. – Текст : непосредственный // Физика износостойкости поверхности металлов : сборник научных трудов. – Л.: ФТИ, 1988. – С. 8-41.
253. **Лихачев, В. А.** Кооперативные деформационные процессы и локализация деформации / В. А. Лихачев, В. Е. Панин, Е. Э. Засимчук. – Киев: Наукова Думка, 1989. – 320 с. – Текст : непосредственный.
254. Конечно-элементное моделирование наноструктурирующего выглаживания / В. П. Кузнецов, И. Ю. Смолин, А. И. Дмитриев, Д. И. Коновалов, А. В. Макаров, А. Е. Киряков, А. С. Юровских. – Текст : непосредственный // Физическая мезомеханика. – 2011. – Т. 14. – № 6. – С. 87-97.
255. **Панин, В. Е.** Стадийность многоуровневого развития усталостных трещин как нелинейного автоволнового процесса поворотного типа / В. Е. Панин, Т. Ф. Елсукова, Ю. Ф. Попкова. – Текст : непосредственный // Физическая мезомеханика. – 2010. – Т. 13. – № 6. – С. 13-25.
256. Fatigue damage evaluation of low-alloy steel welded joints in fusion zone and heat affected zone based on frequency response changes in gigacycle fatigue / C. He, C. Huang, Y. Liu, Q. Wang. – Текст : непосредственный // International Journal of Fatigue. – 2014. – V. 61. – P. 297-303.
257. **Bathias, C.** Coupling effect of plasticity, thermal dissipation and metallurgical stability in ultrasonic fatigue / C. Bathias. – Текст : непосредственный // International Journal of Fatigue. – 2014. – V. 60. – P. 18-22.
258. **Furuya, Y.** Visualization of internal small fatigue crack growth / Y. Furuya. – Текст : непосредственный // Materials Letters. – 2013. – V. 112. – P. 139-141.
259. High-temperature ultrasonic fatigue testing of single-crystal superalloys / Y. Furuya, K. Kobayashi, M. Hayakawa, M. Sakamoto, Y. Koizumi, H. Harada. – Текст : непосредственный // Materials Letters. – 2012. – V. 69. – P. 1-3.

260. Gigacycle fatigue initiation mechanism in Armco iron / C. Wang, D. Wagner, Q. Y. Wang, C. Bathias. – Текст : непосредственный // International Journal of Fatigue. – 2012. – V. 45. – P. 91-97.
261. **Duan, Z.** Fish-eye shape prediction with gigacycle fatigue failure / Z. Duan, H. Shi, X. Ma. – Текст : непосредственный // Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures. – 2011. – V. 34. – P. 832-837.
262. **Furuya, Y.** Size effects in gigacycle fatigue of high-strength steel under ultrasonic fatigue testing / Y. Furuya. – DOI 10.1016/j.proeng.2010.03.052. – Текст : электронный // Procedia Engineering. – 2010. – V. 2. – Is. 1 – P. 485-490. – URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1877705810000536> (дата обращения: 18.01.2024).
263. **Xue, H.Q.** Crack path in torsion loading in very high cycle fatigue regime / H. Q. Xue, C. Bathias. – Текст : непосредственный // Engineering Fracture Mechanics. – 2010. – V. 77. – P. 1866-1873.
264. **Palin-Luc, T.** Fatigue crack initiation and growth on a steel in the very high cycle regime with sea water corrosion / T. Palin-Luc, R. Pérez-Mora, C. Bathias, G. Domínguez, P. C. Paris, J. L. Arana. – Текст : непосредственный // Engineering Fracture Mechanics. – 2010. – V. 77. – P. 1953-1962.
265. Fatigue crack initiation detection by an infrared thermography method / D. Wagner, N. Ranc, C. Bathias, P. C. Paris. – Текст : непосредственный // Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures. – 2010. – V. 33. – P. 12-21.
266. **Ranc, N.** Study of thermal effects associated with crack propagation during very high cycle fatigue tests / N. Ranc, D. Wagner, P. C. Paris. – Текст : непосредственный // Acta Materialia. – 2008. – V. 56. – P. 4012-4021.
267. Fatigue of austempered ductile iron with two strength grades in very high cycle regime / J. Zhang, W. Li, Q. Song, N. Zhang, L. Lu. – Текст : непосредственный // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2016. – V. 25. – Is. 3. – P. 744-749.
268. Gaussian specimens for gigacycle fatigue tests: damping effects / A. Tridello, D. S. Paolino, G. Chiandussi, M. Rossetto. – DOI 10.1016/j.proeng.2014.06.234. – Текст : электронный // Procedia Engineering. – 2014. – V. 74. – P. 113-118. – URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1877705814008042> (дата обращения: 18.01.2024).

269. Fatigue of materials and structures: application to design and damage / Eds. by C. Bathias, A. Pineau. – London, Hoboken: Wiley-ISTE, 2011. – 354 p. – ISBN 9781848212671. – Текст : непосредственный.
270. Mechanical characterization and thermal behavior of HVOF-sprayed bond coat in thermal barrier coatings (TBCs) / H.-J. Jang, D.-H. Park, Y.-G. Jung, J.-C. Jang, S.-C. Choi, U. Paik. – Текст : непосредственный // Surface and Coatings Technology. – 2006. – V. 200. – P. 4355-4362.
271. A comparative study of the contact fatigue behavior and associated damage micromechanisms of TiN- and WC:H-coated cold-work tool steel / G. Ramírez, E. Jiménez-Piqué, A. Mestra, M. Vilaseca, D. Casellas, L. Llanes. – Текст : непосредственный // Tribology International. – 2015. – V. 88. – P. 263-270.
272. **Yonezu, A.** An experimental methodology for characterizing fracture of hard thin films under cyclic contact loading / A. Yonezu, B. Xu, X. Chen. – Текст : непосредственный // Thin Solid Films. – 2010. – V. 518. – P. 2082-2089.
273. Influence of substrate microstructure on the contact fatigue strength of coated cold-work tool steels / G. Ramírez, A. Mestra, B. Casas, I. Valls, R. Martínez, R. Bueno, A. Góez, A. Mateo, L. Llanes. – Текст : непосредственный // Surface and Coatings Technology. – 2012. – V. 206. – P. 3069-3081.
274. Failure mode and fatigue mechanism of laser-remelted plasma-sprayed Ni alloy coatings in rolling contact / X. C. Zhang, B. S. Xu, F. Z. Xuan, Z. D. Wang, S. T. Tu. – Текст : непосредственный // Surface and Coatings Technology. – 2011. – V. 205. – Is. 10. – P. 3119-3127.
275. Rolling contact fatigue behavior of laser clad WC/Ni composite coating / J.-S. Xu, X.-C. Zhang, F.-Z. Xuan, Z.-D. Wang, S.-T. Tu. – Текст : непосредственный // Surface and Coatings Technology. – 2014. – V. 239. – P. 7-15.
276. Characterization of microstructure and rolling contact fatigue performance of NiCrBSi/WC–Ni composite coatings prepared by plasma spraying / Z. Q. Zhang, H. D. Wang, B. S. Xu, G. S. Zhang. – Текст : непосредственный // Surface and Coatings Technology. – 2015. – V. 261. – P. 60-68.
277. **Пинегин, С. В.** Контактная прочность в машинах / С. В. Пинегин. – М.: Машиностроение, 1965. – 191 с. – Текст : непосредственный.
278. Влияние лазерной закалки и последующей термической обработки на структуру и износостойкость цементированной стали 20ХН3А / А. В. Макаров, Л. Г. Коршунов, И. Ю.

- Малыгина, А. Л. Осинцева. – Текст : непосредственный // Физика металлов и металловедение. – 2007. – Т. 103. – № 5. – С. 536-548.
279. **Замараев, Л. М.** Исследование термоциклической долговечности стали 12Х18Н10Т в водородной и воздушной средах / Л. М. Замараев, С. В. Смирнов, П. П. Матафонов. – Текст : непосредственный // Проблемы машиностроения и надежности машин. – 2008. – № 2. – С. 46-49.
280. **Dobromyslov, A. V.** An electron-microscopic study of the deformation structure of the 12Kh18N10T steel after explosive loading in spherical systems / A. V. Dobromyslov, N. I. Taluts. – DOI 10.17804/2410-9908.2015.5.109-117 – Текст : электронный // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. – 2015. – Is. 5. – P. 109-117. – URL: [http://dream-journal.org/issues/2015-5/2015-5\\_51.html](http://dream-journal.org/issues/2015-5/2015-5_51.html) (дата обращения: 18.01.2024).
281. A comparative study of the compressive behaviour of AISI 321 austenitic stainless steel under quasi-static and dynamic shock loading / A. A. Tihamiyu, M. Eskandari, M. Nezakat, X. Wang, J. A. Szpunar, A. G. Odeshi. – Текст : непосредственный // Materials and Design. – 2016. – V. 112. – P. 309-319.
282. **Muñoz-Cubillos, J.** Deep rolling effect on fatigue behavior of austenitic stainless steels / J. Muñoz-Cubillos, J. J. Coronado, S. A. Rodríguez. – Текст : непосредственный // International Journal of Fatigue. – 2017. – V. 95. – P. 120-131.
283. Simultaneous enhancement of stress- and strain-controlled fatigue properties in 316L stainless steel with gradient nanostructure / Y. B. Lei, Z. B. Wang, J. L. Xu, K. Lu. – Текст : непосредственный // Acta Materialia. – 2019. – V. 168. – P. 133-142.
284. Effects of laser shock processing and shot peening on 253 MA austenitic stainless steel and their consequences on fatigue properties / L. Spadaro, S. Hereñú, R. Strubbia, G. Gómez Rosas, R. Bolmaro, C. Rubio González. – Текст : непосредственный // Optics and Laser Technology. – 2020. – V. 122. – Art. 105892. – P. 1-8.
285. **Carneiro, L.** Cyclic deformation and fatigue behavior of 316L stainless steel processed by surface mechanical rolling treatment / L. Carneiro, X. Wang, Y. Jiang. – Текст : непосредственный // International Journal of Fatigue. – 2020. – V. 134. – Art. 105469. – P. 1-11.
286. Low-cycle fatigue behavior of austenitic stainless steels with gradient structured surface layer / H. S. Ho, W. L. Zhou, Y. Li, K. K. Liu, E. Zhang. – Текст : непосредственный // International Journal of Fatigue. – 2020. – V. 134. – Art. 105481. – P. 1-9.

287. **Yang, S.** Characterization of shot peening properties and modelling on the fatigue performance of 304 austenitic stainless steel / S. Yang, W. Zeng, J. Yang. – Текст : непосредственный // International Journal of Fatigue. – 2020. – V. 137. – Art. 105621. – P. 1-10.
288. **Walvekar, A. A.** Rolling contact fatigue of case carburized steels / A. A. Walvekar, F. Sadeghi. – Текст : непосредственный // International Journal of Fatigue. – 2017. – V. 95. – P. 264-281.
289. **Li, W.** Experimental investigation on the effect of shot peening on contact fatigue strength for carburized and quenched gears / W. Li, B. Liu. – Текст : непосредственный // International Journal of Fatigue. – 2018. – V. 106. – P. 103-113.
290. Carburization induced extra-long rolling contact fatigue life of high carbon bearing steel / Z. Cao, T. Liu, F. Yu, W. Cao, X. Zhang, Y. Weng. – Текст : непосредственный // International Journal of Fatigue. – 2020. – V. 131. – Art. 105351. – P. 1-6.
291. **Paladugu, M.** Material composition and heat treatment related influences in resisting rolling contact fatigue under WEC damage conditions / M. Paladugu, R. Scott Hyde. – Текст : непосредственный // International Journal of Fatigue. – 2020. – V. 134. – Art. 105476. – P. 1-9.
292. Влияние нагрева на структуру, фазовый состав и микромеханические свойства метастабильной аустенитной стали, упрочненной наноструктурирующей фрикционной обработкой / А. В. Макаров, П. А. Скорынина, Е. Г. Волкова, А. Л. Осинцева. – Текст : непосредственный // Физика металлов и металловедение. – 2018. – Т. 119. – № 12. – С. 1257-1264.
293. Влияние фрикционной обработки на структуру, микромеханические и трибологические свойства аустенитной стали 03X16H14M3T / А. В. Макаров, П. А. Скорынина, Е. Г. Волкова, А. Л. Осинцева. – Текст : непосредственный // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2019. – № 12. – С. 21-24.
294. Упрочнение и повышение качества поверхности деталей из аустенитной нержавеющей стали алмазным выглаживанием на токарно-фрезерном центре / В. П. Кузнецов, А. В. Макаров, А. Л. Осинцева, А. С. Юровских, Р. А. Саврай, С. А. Роговая, А. Е. Киряков. – Текст : непосредственный // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2011. – № 11. – С. 16-26.
295. **Borgioli, F.** From austenitic stainless steel to expanded austenite-S phase: formation, characteristics and properties of an elusive metastable phase / F. Borgioli. – DOI 10.3390/met10020187 – Текст : электронный // Metals. – 2020. – V. 10. – Is. 2. – Art. 187. – P. 1-46. – URL: <https://www.mdpi.com/2075-4701/10/2/187> (дата обращения: 18.01.2024).

296. On surface carbides in low-temperature carburized austenitic stainless steels / G. Maistro, Y. M. Yao, U. Klement, L. Nyborg, Y. Cao. – Текст : непосредственный // *Materials Characterization*. – 2020. – V. 167. – Art. 110462. – P. 1-11.
297. Microstructural characterization and layer stability of low-temperature carburized AISI 304L and AISI 904L austenitic stainless steel / G. Maistro, L. Nyborg, S. Vezzu, Y. Cao. – Текст : электронный // *La Metallurgia Italiana*. – 2015. – No. 11-12. – P. 21-30. – URL: [https://www.aimnet.it/allpdf/pdf\\_pubbli/nov15/Maistro.pdf](https://www.aimnet.it/allpdf/pdf_pubbli/nov15/Maistro.pdf) (дата обращения: 18.01.2024).
298. **Sun, Y.** Structural characteristics of low temperature plasma carburised austenitic stainless steel / Y. Sun, X. Li, T. Bell. – Текст : непосредственный // *Materials Science and Technology*. – 1999. – V. 15. – Is. 10. – P. 1171-1178.
299. **Cao, Y.** Colossal carbon supersaturation in austenitic stainless steels carburized at low temperature / Y. Cao, F. Ernst, G. M. Michal. – Текст : непосредственный // *Acta Materialia*. – 2003. – V. 51. – Is. 14. – P. 4171-4181.
300. Influence of the counter material on the dry sliding friction and wear behaviour of low temperature carburized AISI316L steel / L. Ceschini, C. Chiavari, A. Marconi, C. Martini. – Текст : непосредственный // *Tribology International*. – 2013. – V. 67. – P. 36-43.
301. Modification of S phase on austenitic stainless steel using fine particle shot peening steel / M. Tsujikawa, M. Egawa, T. Sone, N. Ueda, K. Higashi. – Текст : непосредственный // *Surface and Coatings Technology*. – 2013. – V. 228. – S. 1. – P. S318-S322.
302. On the carbon solubility in expanded austenite and formation of Hägg carbide in AISI 316 stainless steel / T. L. Christiansen, K. Ståhl, B. K. Brink, M. A. J. Somers. – Текст : непосредственный // *Steel Research International*. – 2016. – V. 87. – Is. 11. – P. 1395-1405.
303. **Cheng, L. H.** Surface hardening of powder injection molded 316L stainless steels through low-temperature carburization / L. H. Cheng, K. S. Hwang. – Текст : непосредственный // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2013. – V. 44. – Is. 2. – P. 827-834.
304. Microstructure and corrosion behavior of low temperature carburized AISI 304 stainless steel / R. L. Liu, S. Wang, C. Y. Wei, M. F. Yan, Y. J. Qiao. – DOI 10.1088/2053-1591/ab104c – Текст : электронный // *Materials Research Express*. – 2019. – V. 6. – No. 6. – Art. 066417. – P. 1-6. – URL: <https://iopscience.iop.org/article/10.1088/2053-1591/ab104c/meta> (дата обращения: 18.01.2024). – Режим доступа: по подписке.

305. Structure and wear resistance of 0Cr17Ni14Mo2 austenitic stainless steel after low temperature gas carburizing / F. Ma, L. Pan, L. J. Zhang, Y. F. Zhu, P. Li, M. Yang. – Текст : непосредственный // Materials Research Innovations. – 2014. – V. 18. – S. 2. – P. 1023-1027.
306. Влияние низкотемпературной цементации в плазме электронного пучка на упрочнение и шероховатость поверхности метастабильной аустенитной стали / П. А. Скорынина, А. В. Макаров, А. И. Меньшаков, А. Л. Осинцева. – Текст : непосредственный // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2019. – Т. 21. – № 2. – С. 97-109.
307. Mechanical properties of low-temperature gaseous carburized layer in 316L stainless steel based on nano-indentation and four-point bending tests / Y. Jiang, Q. Wu, Y. Li, Y. Peng, J. Gong. – Текст : непосредственный // Surface and Coatings Technology. – 2020. – V. 387. – Art. 125501. – P. 1-9.
308. **Tong, X.** Effect of carburizing atmosphere proportion on low temperature plasma carburizing of austenitic stainless steel / X. Tong, T. Zhang, W. Ye. – DOI 10.4028/www.scientific.net/AMM.598.90 – Текст : электронный // Applied Mechanics and Materials. – 2014. – V. 598. – P. 90-93. – URL: <https://www.scientific.net/AMM.598.90> (дата обращения: 18.01.2024). – Режим доступа: по подписке.
309. **Duarte, M. C. S.** Analysis of sliding wear tests of plasma processed AISI 316L steel / M. C. S. Duarte, C. Godoya, J. C. A. B. Wilson. – Текст : непосредственный // Surface and Coatings Technology. – 2014. – V. 260. – P. 316-325.
310. **Sun, Y.** Kinetics of low temperature plasma carburizing of austenitic stainless steels / Y. Sun. – Текст : непосредственный // Journal of Materials Processing Technology. – 2005. – V. 168. – Is. 2. – P. 189-194.
311. **Kleppner, D.** An introduction to mechanics, second edition / D. Kleppner. – Cambridge: Cambridge University Press, 2014. – 566 p. – ISBN 978-0-521-19811-0. – Текст : непосредственный.
312. ГОСТ Р 8.748-2011 (ИСО 14577-1:2002). Металлы и сплавы. Измерение твердости и других характеристик материалов при инструментальном индентировании. Часть 1. Метод испытаний = State system for ensuring the uniformity of measurements. Metallic materials. Instrumented indentation test for hardness and materials parameters. Part 1. Test method : национальный стандарт Российской Федерации : издание официальное : утвержден и введен в действие Приказом Федерального агентства по техническому регулированию и метрологии от 13 декабря 2011 г. N 1071-ст : введен впервые : дата введения 2013-05-01 / подготовлен Всероссийским научно-исследовательским институтом физико-технических и

- радиотехнических измерений Федерального агентства по техническому регулированию и метрологии. – Москва : Стандартинформ, 2013. – Текст : непосредственный.
313. Структурные превращения карбидной фазы в стали Гадфильда, инициированные фрикционным воздействием / Л. Г. Коршунов, В. В. Сагарадзе, Н. Л. Черненко, В. А. Шабашов. – Текст : непосредственный // Физика металлов и металловедение. – 2015. – Т. 116. – № 8. – С. 823-828.
314. **Cullity, B. D.** Elements of X-ray diffraction, third edition / B. D. Cullity, S. R. Stock. – New York: Pearson, 2001. – 696 p. – ISBN 9780201610918. – Текст : непосредственный.
315. **Ozgowicz, W.** The effect of the cold rolling on the structure and mechanical properties in austenitic stainless steels type 18-8 / W. Ozgowicz, A. Курс. – Текст : непосредственный // Archives in Materials Science and Engineering. – 2009. – V. 38. – Is. 1. – P. 26-33.
316. Структурные превращения, упрочнение и износостойкость никелида титана при адгезионном и абразивном изнашивании / Л. Г. Коршунов, В. Г. Пушин, Н. Л. Черненко, В. В. Макаров. – Текст : непосредственный // Физика металлов и металловедение. – 2010. – Т. 110. – № 1. – С. 94-105.
317. Вихретоковый контроль фазового состава и твердости метастабильной аустенитной стали после различных режимов наноструктурирующей фрикционной обработки / А. В. Макаров, Э. С. Горкунов, П. А. Скорынина, Л. Х. Коган, А. С. Юровских, А. Л. Осинцева. – Текст : непосредственный // Дефектоскопия. – 2016. – № 11. – С. 15-26.
318. **Shima, S.** A study of accuracy in an intelligent V-bending process for sheet metals – change in Young's modulus due to plastic deformation and its effect on springback / S. Shima, M. Yang. – Текст : непосредственный // Journal of the Society of Materials Science, Japan. – 1995. – V. 44. – Is. 500. – P. 578-583.
319. **Morestin, F.** On the necessity of taking into account the variation in the Young modulus with plastic strain in elastic-plastic software / F. Morestin, M. Boivin. – Текст : непосредственный // Nuclear Engineering and Design. – 1996. – V. 162. – Is. 1. – P. 107-116.
320. **Ledbetter, H. M.** Low temperature elastic constants of deformed polycrystalline copper / H. M. Ledbetter, S. A. Kim. – Текст : непосредственный // Materials Science and Engineering A. – 1988. – V. 101. – P. 87-92.
321. Fundamentals of friction: macroscopic and microscopic processes / Eds. by I. L. Singer, H. Pollock. – Dordrecht: Springer Science & Business Media, 1992. – 621 p. – ISBN 978-0-7923-1912-2. – Текст : непосредственный.

322. Влияние температуры наноструктурирующей фрикционной обработки на структурно-фазовое состояние, упрочнение и качество поверхности аустенитной хромоникелевой стали / П. А. Скорынина, А. В. Макаров, А. С. Юровских, А. Л. Осинцева. – Текст : непосредственный // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. – 2017. – № 3(41). – С. 103-109.
323. **Suzuki, T.** Plastic homology of bcc metals / T. Suzuki, Y. Kamimura, H. O. K. Kirchner. – Текст : непосредственный // Philosophical Magazine A. – 1999. – V. 79. – Is. 7. – P. 1629-1642.
324. Characterization of different work hardening behavior in AISI 321 stainless steel and Hadfield steel / W. Zhang, J. Wu, Y. Wen, J. Ye, N. Li. – Текст : непосредственный // Journal of Materials Science. – 2010. – V. 45. – Is. 13. – P. 3433-3437.
325. **Loto, R. T.** Effect of elevated temperature variations on the corrosion resistance of S31603 and SS2562 austenitic stainless steels in chloride-sulphate environments / R. T. Loto. – Текст : непосредственный // Journal of Materials Research and Technology. – 2019. – V. 8. – Is. 6. – P. 5415-5421.
326. Structural details of laser treated SS 304 and SS 316L(N) plates / P. Yella, V. Pinnoju, K. V. Rajulapati, P. P. Kiran, R. K. Buddu, P. M. Raole, K. B. SankaraRao. – DOI 10.1016/j.proeng.2014.11.007 – Текст : электронный // Procedia Engineering. – 2014. – V. 86. – P. 27-33. – URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1877705814019663> (дата обращения: 18.01.2024).
327. Low-temperature carburization of austenitic stainless steel / S. R. Collins, P. C. Williams, S. V. Marx, A. Heuer, F. Ernst, H. Kahn. – Текст : непосредственный // ASM Handbook, vol. 4D: Heat treating of irons and steels / Eds. by J. Dossett, G. E. Totten. – Materials Park: ASM International, 2014. – ISBN 9781627080668. – P. 451-460.
328. **Hong, H. U.** Correlation of the  $M_{23}C_6$  precipitation morphology with grain boundary characteristics in austenitic stainless steel / H. U. Hong, B. S. Rho, S. W. Nam. – Текст : непосредственный // Materials Science and Engineering A. – 2001. – V. 318. – Is. 1-2. – P. 285-292.
329. **Olson, G. B.** A mechanism for the strain-induced nucleation of martensitic transformations / G. B. Olson, M. Cohen. – Текст : непосредственный // Journal of the Less Common Metals. – 1972. – V. 28. – Is. 1. – P. 107-118.

330. **Olson, G. B.** Kinetics of strain-induced martensitic nucleation / G. B. Olson, M. Cohen. – Текст : непосредственный // Metallurgical and Materials Transactions A. – 1975. – V. 6. – P. 791-795.
331. Deformation microstructure and deformation-induced martensite in austenitic Fe-Cr-Ni alloys depending on stacking fault energy / Y. Tian, O. I. Gorbatov, A. Borgenstam, A. V. Ruban, P. Hedström. – Текст : непосредственный // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2017. – V. 48. – Is. 1. – P. 1-7.
332. **Tian, Y.** Comparing the deformation-induced martensitic transformation with the athermal martensitic transformation in Fe-Cr-Ni alloys / Y. Tian, A. Borgenstam, P. Hedström. – Текст : непосредственный // Journal of Alloys and Compounds. – 2018. – V. 766. – P. 131-139.
333. **Tian, Y.** A microstructural investigation of athermal and deformation-induced martensite in Fe-Cr-Ni alloys / Y. Tian, A. Borgenstam, P. Hedström. – DOI 10.1016/j.matpr.2015.07.376 – Текст : электронный // Materials Today: Proceedings. – 2015. – V. 2. – S. 3. – P. S687-S690. – URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2214785315006215> (дата обращения: 18.01.2024).
334. **Thornton, P. R.** The effect of stacking fault energy on low temperature creep in pure metals / P. R. Thornton, P. B. Hirsch. – Текст : непосредственный // Philosophical Magazine. – 1958. – V. 3. – Is. 31. – P. 738-761.
335. In situ X-ray microdiffraction study of deformation-induced phase transformation in 304 austenitic stainless steel / N. Li, Y. D. Wang, W. J. Liu, Z. N. An, J. P. Liu, R. Su, J. Li, P. K. Liaw. – Текст : непосредственный // Acta Materialia. – 2014. – V. 64. – P. 12-23.
336. Effect of carbon content on stacking fault energy of Fe-20Mn-3Cu TWIP steel / X. Peng, D.-y. Zhu, Z.-m. Hu, M.-j. Wang, L.-l. Liu, H.-j. Liu. – Текст : непосредственный // Journal of Iron and Steel Research International. – 2014. – V. 21. – Is. 1. – P. 116-120.
337. Effect of carbon fraction on stacking fault energy of austenitic stainless steels / T.-H. Lee, H.-Y. Ha, B. Hwang, S.-J. Kim, E. Shin. – Текст : непосредственный // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2012. – V. 43. – Is. 12. – P. 4455-4459.
338. Влияние нагрева на структуру, фазовый состав и микромеханические свойства метастабильной аустенитной стали, упрочненной наноструктурирующей фрикционной обработкой / А. В. Макаров, П. А. Скорынина, Е. Г. Волкова, А. Л. Осинцева. – Текст : непосредственный // Физика металлов и металловедение. – 2018. – Т. 119. – № 12. – С. 1257-1264.

339. **Gavriljuk, V. G.** Carbon, nitrogen and hydrogen in iron-based solid solutions: similarities and differences in their effect on structure and properties / V. G. Gavriljuk. – Текст : непосредственный // *Metallofizika i Noveishie Tekhnologii*. – 2016. – V. 38. – Is. 1. – P. 67-98.
340. Effects of alloying elements and microstructure on stainless steel corrosion: a review / J. Sun, H. Tang, C. Wang, Z. Han, S. Li. – Текст : непосредственный // *Steel Research International*. – 2022. – V. 93. – Is. 5. – Art. 2100450. – P. 1-19.
341. First-principles analysis of the inhibitive effect of interstitial carbon on an active dissolution of martensitic steel / M. Kadowaki, A. Saengdeejing, I. Muto, Y. Chen, H. Masuda, H. Katayama, T. Doi, K. Kawano, H. Miura., Y. Sugawara, N. Hara. – Текст : непосредственный // *Corrosion Science*. – 2020. – V. 163. – Art. 108251. – P. 1-11.
342. The chemistry of transition metal carbides and nitrides / Ed. By S. T. Oyama. – Dordrecht: Springer, 1996. – 536 p. – ISBN 978-0-7514-0365-7. – Текст : непосредственный.
343. **Murase, Y.** Corrosion resistance of finer/coarser pearlitic structures of carbon steel / Y. Murase, H. Masuda, H. Katayama. – DOI 10.1149/1945-7111/abf185 – Текст : электронный // *Journal of the Electrochemical Society*. – 2021. – V. 168. – No. 4. – Art. 041501. – P. 1-6. – URL: <https://iopscience.iop.org/article/10.1149/1945-7111/abf185/pdf> (дата обращения: 18.01.2024).
344. **Zhou, Y.** On the application of bipolar electrochemistry to characterise the localised corrosion behaviour of type 420 ferritic stainless steel / Y. Zhou, D. L. Engelberg. – DOI 10.3390/met10060794 – Текст : электронный // *Metals*. – 2020. – V. 10. – Is. 6. – Art. 794. – P. 1-13. – URL: <https://www.mdpi.com/2075-4701/10/6/794> (дата обращения: 18.01.2024).
345. **Kumar, V.** Pitting and Electrochemical corrosion behaviour of 316L austenitic stainless steel subjected to warm deformation / V. Kumar, R. Kumar Gupta, G. Das. – DOI 10.1088/1757-899X/653/1/012038 – Текст : электронный // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – 2019. – V. 653. – Art. 012038. – P. 1-6. – URL: <https://iopscience.iop.org/article/10.1088/1757-899X/653/1/012038/pdf> (дата обращения: 18.01.2024).
346. Real-time microelectrochemical observations of very early stage pitting on ferrite-pearlite steel in chloride solutions / M. Kadowaki, I. Muto, Y. Sugawara, T. Doi, K. Kawano, N. Hara. – DOI 10.1149/2.0801706jes – Текст : электронный // *Journal of the Electrochemical Society*. – 2017. – V. 164. – No. 6. – P. C261-C268. – URL: <https://iopscience.iop.org/article/10.1149/2.0801706jes/pdf> (дата обращения: 18.01.2024).
347. **Тополянский, П. А.** Прогрессивные технологии нанесения покрытий – наплавка, напыление, осаждение / П. А. Тополянский, А. П. Тополянский. – Текст :

- непосредственный // Ремонт. Инновации. Технологии. Модернизация. – 2011. – № 1(59). – С. 28-33.
348. Лазерная техника и технология : учебное пособие для вузов. В 7 книгах. Кн. 3. Методы поверхностной лазерной обработки / А. Г. Григорьянц, А. Н. Сафонов ; под ред. А. Г. Григорьянца. – М.: Высшая школа, 1987. – 191 с. – Текст : непосредственный.
349. Abrasive wear behavior of laser clad and flame sprayed-melted NiCrBSi coatings / C. Navas, R. Colaço, J. de Damborenea, R. Vilar. – Текст : непосредственный // Surface and Coatings Technology. – 2006. – V. 200. – Is. 24. – P. 6854-6862.
350. Wear behaviour of laser clad NiCrBSi coating / E. Fernández, M. Cadenas, R. González, C. Navas, R. Fernández, J. de Damborenea. – Текст : непосредственный // Wear. – 2005. – V. 259. – Is. 7-12. – P. 870-875.
351. **Макаров, А. В.** Формирование износостойких NiCrBSi покрытий лазерной наплавкой и комбинированными обработками / А. В. Макаров, Н. Н. Соболева. – Текст : непосредственный // Перспективные материалы. Том VII : учебное пособие / Под ред. Д. Л. Мерсона. – Тольятти: ТГУ, 2017. – ISBN 978-5-8259-1168-7. – Глава 5. – С. 167-238.
352. **Katsich, C.** Effect of carbide degradation in a Ni-based hardfacing under abrasive and combined impact/abrasive conditions / C. Katsich, E. Badisch. – Текст : непосредственный // Surface and Coatings Technology. – 2011. – V. 206. – Is. 6. – P. 1062-1068.
353. Microstructural aspects of plasma transferred arc surfaced Ni-based hardfacing alloy / K. Gurumoorthy, M. Kamaraj, K. Prasad Rao, A. Sambasiva Rao, S. Venugopal. – Текст : непосредственный // Materials Science and Engineering A. – 2007. – V. 456. – Is. 1-2. – P. 11-19.
354. Tribological properties of TiC particles reinforced Ni-based alloy composite coatings / B. Cai, Y.-f. Tan, L. He, H. Tan, L. Gao. – Текст : непосредственный // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. – 2013. – V. 23. – Is. 6. – P. 1681-1688.
355. **Liyanage, T.** Influence of alloy chemistry on microstructure and properties in NiCrBSi overlay coatings deposited by plasma transferred arc welding (PTAW) / T. Liyanage, G. Fisher, A. P. Gerlich. – Текст : непосредственный // Surface and Coatings Technology. – 2010. – V. 205. – Is. 3. – P. 759-765.
356. Влияние химического состава на трибологические свойства хромоникелевых покрытий, полученных методом газопорошковой лазерной наплавки / А. В. Макаров, Р. А. Саврай, А. Л. Осинцева, И. Ю. Малыгина. – Текст : электронный // Известия Челябинского научного

- центра. – 2009. – № 2(44). – С. 28-33. – URL: <http://www.csc.ac.ru/ej/issue/ru/52> (дата обращения: 24.07.2009).
357. Вихретоковый контроль твердости, износостойкости и толщины покрытий, полученных методом газопорошковой лазерной наплавки / А. В. Макаров, Э. С. Горкунов, И. Ю. Малыгина, Л. Х. Коган, Р. А. Саврай, А. Л. Осинцева. – Текст : непосредственный // Дефектоскопия. – 2009. – № 11. – С. 68-78.
358. Влияние микроструктуры и фазового состава на трибологические свойства NiCrBSi лазерных покрытий / Н. Н. Соболева, И. Ю. Малыгина, А. Л. Осинцева, Н. А. Поздеева. – Текст : электронный // Известия Самарского научного центра Российской Академии Наук. – 2011. – Т. 13. – № 4(3). – С. 869-873. – URL: [http://www.ssc.smr.ru/media/journals/izvestia/2011/2011\\_4\\_869\\_873.pdf](http://www.ssc.smr.ru/media/journals/izvestia/2011/2011_4_869_873.pdf) (дата обращения: 18.01.2024).
359. Формирование износостойкого хромоникелевого покрытия с особо высоким уровнем теплостойкости комбинированной лазерно-термической обработкой / А. В. Макаров, Н. Н. Соболева, И. Ю. Малыгина, А. Л. Осинцева. – Текст : непосредственный // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2015. – № 3. – С. 39-46.
360. **Макаров, А. В.** Роль упрочняющих фаз в сопротивлении абразивному изнашиванию NiCrBSi покрытий, сформированных лазерной наплавкой / А. В. Макаров, Н. Н. Соболева, И. Ю. Малыгина. – Текст : непосредственный // Трение и износ. – 2017. – Т. 38. – № 4. – С. 311-318.
361. Characterisation of TiC–NiMo reinforced Ni-based hardfacing / A. Zikin, E. Badisch, I. Hussainova, C. Tomastik, H. Danninger. – Текст : непосредственный // Surface and Coatings Technology. – 2013. – V. 236. – P. 36-44.
362. Microstructure and wear properties of TiC/FeCrBSi surface composite coating prepared by laser cladding / X. H. Wang, M. Zhang, X. M. Liu, S. Y. Qu, Z. D. Zou. – Текст : непосредственный // Surface and Coatings Technology. – 2008. – V. 202. – Is. 15. – P. 3600-3606.
363. TiC reinforced composite coating produced by powder feeding laser cladding / S. Yang, W. Liu, M. Zhong, Z. Wang. – Текст : непосредственный // Materials Letters. – 2004. – V. 58. – Is. 24. – P. 2958-2962.
364. Формирование композиционного покрытия NiCrBSi – TiC с повышенной абразивной износостойкостью методом газопорошковой лазерной наплавки / А. В. Макаров, Н. Н. Соболева, И. Ю. Малыгина, А. Л. Осинцева. – Текст : непосредственный // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2013. – № 11(107). – С. 38-44.

365. The tribological performances of a NiCrBSi – TiC laser-clad composite coating under abrasion and sliding friction / A. V. Makarov, N. N. Soboleva, I. Yu. Malygina, A. L. Osintseva. – DOI: 10.17804/2410-9908.2015.3.083-097 – Текст : электронный // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. – 2015. – Is. 3. – P. 83-97. – URL: [http://dream-journal.org/Issues/2015-3/2015-3\\_33.html](http://dream-journal.org/Issues/2015-3/2015-3_33.html) (дата обращения: 18.01.2024).
366. Microstructure and tribological properties of laser-clad Ni–Cr/TiB<sub>2</sub> composite coatings on copper with the addition of CaF<sub>2</sub> / H. Yan, P. Zhang, Zh. Yu, Q. Lu, Sh. Yang, Ch. Li. – Текст : непосредственный // *Surface and Coatings Technology*. – 2012. – V. 206. – Is. 19-20. – P. 4046-4053.
367. The effects of heat treatment on microstructure and erosion properties of laser surface-clad Ni-base alloy / D.-w. Zhang, T. C. Lei, J.-g. Zhang, J.-h. Ouyang. – Текст : непосредственный // *Surface and Coatings Technology*. – 1999. – V. 115. – Is. 2-3. – P. 176-183.
368. **Горунов, А. И.** Изучение влияния термической обработки на структуру и свойства образцов, получаемых методом прямого лазерного нанесения / А. И. Горунов. – Текст : непосредственный // *Цветные металлы*. – 2016. – № 5(881). – С. 69-74.
369. **Gorunov, A. I.** Study of the effect of heat treatment on the structure and properties of the specimens obtained by the method of direct metal deposition / A. I. Gorunov, A. Kh. Gilmutdinov. – Текст : непосредственный // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2016. – V. 86. – Is. 9-12. – P. 2567-2574.
370. Contact fatigue behavior of PVD-coated steel / G. Ramírez, E. Tarrés, B. Casas, I. Valls, R. Martínez, L. Llanes. – Текст : непосредственный // *Plasma Processes and Polymers*. – 2009. – V. 6. – P. S588-S591.
371. **Davis, J. R.** ASM specialty handbook: heat-resistant materials / J. R. Davis. – Materials Park: ASM International, 1997. – 591 p. – ISBN 0-87170-596-6. – Текст : непосредственный.
372. **Amadeh, A.** Effect of cobalt content on wear and corrosion behaviors of electrodeposited Ni-Co/WC nano-composite coatings / A. Amadeh, R. Ebadpour. – Текст : непосредственный // *Journal of Nanoscience and Nanotechnology*. – 2013. – V. 13. – No. 2. – P. 1360-1363.
373. **Ahn, D.-G.** Hardfacing technologies for improvement of wear characteristics of hot working tools: A Review / D.-G. Ahn. – Текст : непосредственный // *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing*. – 2013. – V. 14. – Is. 7. – P. 1271-1283.

374. **Sexton, C. L.** Alloy development by laser cladding: An overview / C. L. Sexton, G. Byrne, K. G. Watkins. – Текст : непосредственный // *Journal of Laser Applications*. – 2001. – V. 13. – Is. 1. – P. 2-11.
375. Sliding wear of cobalt-based alloys used in rolling seamless tubes / L. E. Falqueto, D. J. Butkus, J. D. B. De Mello, A. C. Bozzi, C. Scandian. – Текст : непосредственный // *Wear*. – 2017. – V. 376-377 (A). – P. 1739-1746.
376. **Rajeev, G. P.** Hardfacing of AISI H13 tool steel with Stellite 21 alloy using cold metal transfer welding process / G. P. Rajeev, M. Kamaraj, S. R. Bakshi. – Текст : непосредственный // *Surface and Coatings Technology*. – 2017. – V. 326 (A). – P. 63-71.
377. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of Stellite 12 fabricated by laser additive manufacturing / B. Ren, M. Zhang, C. Chen, X. Wang, T. Zou, Z. Hu. – Текст : непосредственный // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2017. – V. 26. – Is. 11. – P. 5404-5413.
378. Synthesis of amorphous coating by laser cladding multi-layer Co-based self-fluxed alloy powder / F. Shu, Z. Tian, H. Zhao, W. He, S. Sui, B. Liu. – Текст : непосредственный // *Materials Letters*. – 2016. – V. 176. – P. 306-309.
379. Effects of chemical composition on solidification, microstructure and hardness of Co-Cr-W-Ni and Co-Cr-Mo-Ni alloy systems / R. Liu, S. Q. Xi, S. Kapoor, X. J. Wu. – Текст : электронный // *International Journal of Research and Reviews in Applied Sciences*. – 2010. – V. 5. – Is. 2. – P. 110-122. – URL: [http://www.arpapress.com/Volumes/Vol5Issue2/IJRRAS\\_5\\_2\\_03.pdf](http://www.arpapress.com/Volumes/Vol5Issue2/IJRRAS_5_2_03.pdf) (дата обращения: 21.06.2019).
380. A study on microstructure and flame erosion mechanism of a graded Ni–Cr–B–Si coating prepared by laser cladding / H.-F. Xuan, Q.-Y. Wang, S.-L. Bai, Z.-D. Liu, H.-G. Sun, P.-Ch. Yan. – Текст : непосредственный // *Surface and Coatings Technology*. – 2014. – V. 244. – P. 203-209.
381. Properties of NiCrBSi coating, as sprayed and remelted by different technologies / Š. Houdková, E. Smazalová, M. Vostřák, J. Schubert. – Текст : непосредственный // *Surface and Coatings Technology*. – 2014. – V. 253. – P. 14-26.
382. Повышение микромеханических свойств и износостойкости хромоникелевого лазерного покрытия финишной фрикционной обработкой / А. В. Макаров, Н. Н. Соболева, Р. А. Саврай, И. Ю. Малыгина. – Текст : непосредственный // *Вектор науки ТГУ*. – 2015. – № 4(34). – С. 60-67.

383. **Пугачева, Н. Б.** Исследование трибологических свойств боридов железа в составе диффузионных покрытий / Н. Б. Пугачева, Е. Б. Трушина, Т. М. Быкова. – Текст : непосредственный // Трение и износ. – 2014. – Т. 35. – № 6. – С. 643-654.
384. **Пугачева, Н. Б.** Влияние состава стали-основы на структуру и свойства диффузионных боридных покрытий / Н. Б. Пугачева, Т. М. Быкова, Е. Б. Трушина. – Текст : непосредственный // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2013. – № 4. – С. 3-7.
385. Патент № 2492980 Российская Федерация, МПК В23К 26/34 (2006.01), В23К 26/14 (2006.01). Способ получения теплостойкого покрытия : № 2012114841/02 : заявлено 13.04.2012 : опубликовано 20.09.2013 / Макаров А. В., Соболева Н. Н., Малыгина И. Ю., Осинцева А.Л. – Текст : непосредственный.
386. Effects of molybdenum on the microstructure and wear resistance of nickel-based hardfacing alloys investigated using rietveld method / Q. Y. Hou, Z. Y. Huang, N. Shi, J. S. Gao. – Текст : непосредственный // Journal of Materials Processing Technology. – 2009. – V. 209. – Is. 6. – P. 2767-2772.
387. **Finch, C. B.** Crystal growth and properties of trinickel boride, Ni<sub>3</sub>B / C. B. Finch, O. B. Cavin, P. F. Becher. – Текст : непосредственный // Journal of Crystal Growth. – 1984. – V. 67. – Is. 3. – P. 556-558.
388. **Харанжевский, Е. В.** Расслоение жидкости и формирование пересыщенных твердых растворов в системе Fe–Cu при высокоскоростном лазерном плавлении / Е. В. Харанжевский. – Текст : непосредственный // Физика металлов и металловедение. – 2016. – Т. 117. – № 9. – С. 920-926.
389. **Dawei, Z.** Laser cladding of Ni–Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>/(Ni+Cr) composite coating / Z. Dawei, T. Li, T. C. Lei. – Текст : непосредственный // Surface and Coatings Technology. – 1988. – V. 110. – P. 81-85.
390. Comparison of laser-clad and furnace-melted Ni-based alloy microstructures / Q. Li, D. Zhang, T. Lei, Ch. Chen, W. Chen. – Текст : непосредственный // Surface and Coatings Technology. – 2001. – V. 137. – P. 122-135.
391. Microstructure and dry sliding wear behavior of laser clad Ni-based alloy coating with the addition of SiC / Q. Li, G. M. Song, Y. Z. Zhang, T. C. Lei, W. Z. Chen. – Текст : непосредственный // Wear. – 2003. – V. 254. – Is. 3-4. – P. 222-229.
392. The synthesis, structure, morphology characterizations and evolution mechanisms of nanosized titanium carbides and their further applications / B.-X. Dong, F. Qiu, Q. Li, S.-L. Shu, H.-Y. Yang, Q.-C. Jiang. – DOI 10.3390/nano9081152 – Текст : электронный // Nanomaterials. –

2019. – V. 9 – Is. 8. – Art. 1152. – P. 1-40. – URL: <https://www.mdpi.com/2079-4991/9/8/1152>  
(дата обращения: 18.01.2024).
393. Revealing unusual rigid diamond net analogues in superhard titanium carbides / C. Xu, K. Bao, S. Ma, D. Li, D. Duan, H. Yu, X. Jin, F. Tian, B. Liu, T. Cui. – DOI 10.1039/C8RA00400E – Текст : электронный // RSC Advances. – 2018. – V. 8. – Is. 26. – P. 14479-14487. – URL: <https://pubs.rsc.org/en/content/articlelanding/2018/ra/c8ra00400e> (дата обращения: 18.01.2024).
394. CRC materials science and engineering handbook, third edition / Eds. by J. F. Shackelford, W. Alexander. – Boca Raton: CRC Press, 2000. – 1980 p. – ISBN 9780849326967. – Текст : непосредственный.
395. **Lebaili, S.** The metallurgical structure of as-solidified Ni-Cr-B-Si-C hardfacing alloys / S. Lebaili, M. Durand-Charre, S. Hamar-Thibault. – Текст : непосредственный // Journal of Materials Science. – 1988. – V. 23. – Is. 10. – P. 3603-3611.
396. **Kulka, M.** Two-stage gas boriding of Nisil in N<sub>2</sub>-H<sub>2</sub>-BCl<sub>3</sub> atmosphere / M. Kulka, N. Makuch, M. Popławski. – Текст : непосредственный // Surface and Coatings Technology. – 2014. – V. 244. – P. 78-86.
397. **Лаптев, А. А.** Механические свойства никелькремниевых сплавов / А. А. Лаптев, М. Ю. Беломытцев, А. И. Лаптев. – Текст : непосредственный // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2014. – № 5. – С. 47-50.
398. Silicide technology for integrated circuits / Ed. by L. J. Chen. – London: The Institution of Electrical Engineers, 2004. – 279 p. – ISBN 0-86341-352-8. – Текст : непосредственный.
399. Fatigue susceptibility under contact loading of hardmetals coated with ceramic films / L. Llanes, E. Tarrés, G. Ramírez, C. A. Botero, E. Jiménez-Piqué. – DOI 10.1016/j.proeng.2010.03.033 – Текст : электронный // Procedia Engineering. – 2010. – V. 2. – P. 299-308. – URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1877705810000342> (дата обращения: 18.01.2024).
400. **Wu, C.-W.** On the cyclic bending behaviour of a hard coating on a ductile substrate with periodic surface hardened regions / C.-W. Wu, K. Zhang, G.-N. Chen. – Текст : непосредственный // International Journal of Solids and Structures. – 2008. – V. 45. – P. 5661-5674.

401. **He, Q.** Analysis of chemical valence of the elements of the oxidized surface layer of a thermally sprayed Ni-Cr coating under fretting / Q. He, S. Guo, W. Liu. – Текст : непосредственный // Surface and Coatings Technology. – 1998. – V. 106. – P. 91-93.
402. **Deyev, G. F.** Surface phenomena in fusion welding processes / G. F. Deyev, D. G. Deyev. – Boca Raton: CRC Press, 2006. – 424 p. – ISBN 978-0-8493-9883-4. – Текст : непосредственный.
403. Effect of the composition of absorbing coatings on the structure and properties of a cast aluminum alloy subjected to surface laser heat treatment / R. A. Savrai, I. Yu. Malygina, A. V. Makarov, A. L. Osintseva, S. A. Rogovaya, N. A. Davydova. – DOI 10.17804/2410-9908.2018.5.086-105 – Текст : электронный // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. – 2018. – Is. 5. – P. 86-105. – URL: [http://dream-journal.org/issues/2018-5/2018-5\\_213.html](http://dream-journal.org/issues/2018-5/2018-5_213.html) (дата обращения: 18.01.2024).
404. **Zhong, M.-M.** The structural stabilities, mechanical properties and hardness of chromium tetraboride: Compared with low-B borides / M.-M. Zhong, C. Huang, C.-L. Tian. – Текст : непосредственный // International Journal of Modern Physics B. – 2016. – V. 30. – Is. 30. – Art. 1650201. – P. 1-16.
405. Elastic properties and electronic structures of  $\text{Cr}_x\text{B}_y$  as superhard compounds / X. Y. Chong, Y. H. Jiang, R. Zhou, J. Feng. – Текст : непосредственный // Journal of Alloys and Compounds. – 2014. – V. 610. – P. 684-694.
406. **Гудремон, Э.** Специальные стали. В 2 томах. Т. II / Э. Гудремон ; под ред. А. С. Займовского, М. Л. Бернштейна, В. С. Меськина ; перевод с немецкого. – [2-е изд., сокращ. и перераб.]. – М.: Металлургия, 1966. – 736 с. – Текст : непосредственный.
407. Fracture behavior of laser-clad joint of Stellite 21 on AISI 316L stainless steel / P. Ganesh, A. Moitra, P. Tiwari, S. Sathyanarayanan, H. Kumar, S. K. Rai, R. Kaul, C. P. Paul, R. C. Prasad, L. M. Kukreja. – Текст : непосредственный // Materials Science and Engineering A. – 2010. – V. 527. – Is. 16-17. – P. 3748-3756.
408. Anisotropy of thermal expansion, elasticity, and electrical resistivity in single-crystal trinickel boride,  $\text{Ni}_3\text{B}$  / C. B. Finch, M. K. Ferber, W. A. Simpson Jr., R. K. Williams. – Текст : непосредственный // Journal of Materials Science Letters. – 1984. – V. 3. – Is. 12. – P. 1074-1076.
409. Growth kinetics and mechanical properties of boride layers formed at the surface of the ASTM F-75 biomedical alloy / I. Campos-Silva, D. Bravo-Bárcenas, A. Meneses-Amador, M. Ortiz-

- Dominguez, H. Cimenoglu, U. Figueroa-López, J. Andraca-Adame. – Текст : непосредственный // *Surface and Coatings Technology*. – 2013. – V. 237. – P. 402-414.
410. **Kováčik, J.** Correlation between Young's modulus and porosity in porous materials / J. Kováčik. – Текст : непосредственный // *Journal of Materials Science Letters*. – 1999. – V. 18. – Is. 13. – P. 1007-1010.
411. Calculation and simulation for the mechanical properties of carbides and borides in cast iron / J. Feng, B. Xiao, R. Zhou, Y. H. Jiang, Q. H. Cen. – DOI 10.1016/j.proeng.2012.01.1085 – Текст : электронный // *Procedia Engineering*. – 2012. – V. 31. – P. 676-681. – URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1877705812011095> (дата обращения: 18.01.2024).
412. **Jiang, C.** First-principles study of structure, elastic, and electron properties of chromium carbides / C. Jiang. – Текст : непосредственный // *Applied Physics Letters*. – 2008. – V. 92. – Art. 041909. – P. 1-3.
413. Влияние термического воздействия на микромеханические свойства хромоникелевого покрытия, полученного газопорошковой лазерной наплавкой / Н. Н. Соболева, А. В. Макаров, А. К. Степченко, И. Ю. Малыгина, Ю. С. Коробов – Текст : непосредственный // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2020. – Т. 22. – № 2. – С. 104-117.
414. **Liu, B.** The effective Young's modulus of composites beyond the Voigt estimation due to the Poisson effect / B. Liu, X. Feng, S.-M. Zhang. – Текст : непосредственный // *Composites Science and Technology*. – 2009. – V. 69. – Is. 13. – P. 2198-2204.



# ПРЕДПРИЯТИЕ «СЕНСОР»

общество с ограниченной ответственностью

Россия, 640027, г. Курган,  
ул. Омская, 78А  
тел./факс: (3522) 54-52-37  
<http://www.sensor45.ru>  
E-mail: [priem-sensor@mail.ru](mailto:priem-sensor@mail.ru)

КУРГАНСКОЕ ОТДЕЛЕНИЕ №8599  
ПАО СБЕРБАНК Г. КУРГАН  
р/с 40702810632000103101, к/с 30101810100000000650  
БИК 043735650 ИНН 4501005800  
ОКОНХ 71110 ОКПО 22986183

## АКТ

о практическом применении результатов диссертационной работы  
Саврая Романа Анатольевича  
на тему «Анализ усталостной и контактно-усталостной прочности поверхностно  
упрочненных сталей и функциональных хромоникелевых покрытий»  
на соискание ученой степени доктора технических наук

Настоящим актом удостоверяется, что результаты диссертационной работы Саврая Р.А. имеют важное практическое значение для совершенствования технологий производства высоконадежной трубопроводной арматуры и нефтегазопромыслового оборудования за счет создания поверхностно упрочненных слоев, обеспечивающих существенное повышение контактной выносливости и износостойкости, коррозионной и теплостойкости поверхностных слоев деталей.

С использованием результатов диссертационной работы Саврая Р.А. были усовершенствованы и реализованы на промышленном оборудовании ООО «Предприятие «Сенсор» технологические процессы изготовления деталей запорных органов следующих изделий:

1. Задвижки клиновые с условным проходом от 15 до 250 мм и рабочим давлением от 16 до 250 МПа.
2. Клапаны обратные нефтепромыслового оборудования с условным проходом от 50 до 400 мм и номинальным давлением от 1,6 до 25,0 МПа в исполнении УХЛ 1 (температура среды от минус 196 до плюс 600 °С).

Ожидаемый годовой экономический эффект составляет не менее 1,5 млн. рублей.

По результатам совместных разработок получен патент Российской Федерации на изобретение № 2458777 «Способ упрочняющей обработки поверхностей деталей выглаживанием».

Технический директор  
ООО «Предприятие «Сенсор», К.Т.Н.



А.С. Скоробогатов

28.08.2024



ООО «Вездеходы «Бурлак»  
ИНН 6686094201, КПП 450101001, ОГРН 1176658041812  
640027, г. Курган, пр-кт. Машиностроителей, д. 26г  
+7 (3522) 200-555. www.burlakoffroad.ru

17.09.2024 № 289-ГСД

#### АКТ

о практическом применении результатов диссертационной работы  
Саврая Романа Анатольевича  
на тему «Анализ усталостной и контактно-усталостной прочности поверхностно  
упрочненных сталей и функциональных хромоникелевых покрытий»  
на соискание ученой степени доктора технических наук

Настоящим актом удостоверяется, что специалистами нашей компании тщательно изучены результаты диссертационной работы Саврая Р.А. Прежде всего, мы отмечаем важность исследования влияния жидкостной цементации на структуру и свойства аустенитной нержавеющей стали. Цементация является одним из основных процессов упрочнения поверхности при производстве деталей машин. В настоящее время на предприятии используются высокоавтоматизированные технологические комплексы, которые позволяют эффективно проводить цементацию в мелкосерийном производстве. Поэтому полученные результаты, безусловно, являются актуальными с практической точки зрения.

При более подробном рассмотрении работы, мы выделяем результат, согласно которому твердость поверхности стали AISI 321 (аналог 12Х18Н9Т) после жидкостной цементации возрастает более чем в 4 раза, а коррозионная стойкость при этом не ухудшилась. В работе представлено достаточно подробное научное обоснование данного эффекта, заключающееся в том, что атомы внедрения, в частности углерод, стабилизируют электронное строение железа (как аустенита, так и мартенсита), тем самым повышая его коррозионную стойкость. Кроме того, образуемые углеродом оксианионы являются эффективными ингибиторами и подавляют анодную коррозию. Важно подчеркнуть, что подобное влияние растворенного углерода на коррозионную стойкость ранее было показано и на углеродистой стали У10. Следовательно, можно предполагать, что полученный результат носит фундаментальный характер и может быть распространен на другие марки сталей, используемые на нашем производстве.

Наша компания выражает глубокую признательность Савраю Р.А. за возможность ознакомиться с результатами диссертационной работы, которые будут учитываться нами при разработке технологических процессов изготовления ответственных деталей трансмиссии вездеходов. Это внесет значимый вклад в обеспечение высокого качества нашей продукции, которая успешно эксплуатируется на Крайнем Севере и в Антарктиде.

Генеральный директор  
ООО «Вездеходы «Бурлак»



Уфимцев В.А.

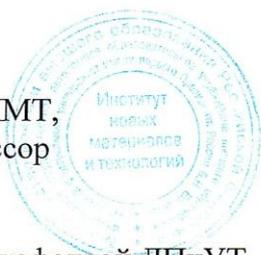


Министерство образования и науки Российской Федерации.  
Федеральное государственное автономное образовательное учреждение  
высшего профессионального образования «Уральский федеральный  
университет имени первого Президента России Б.Н.Ельцина» (УрФУ)

### АКТ ВНЕДРЕНИЯ

Результаты диссертационной работы Саврая Р.А. «Анализ усталостной и контактно-усталостной прочности поверхностно упрочненных сталей и функциональных хромоникелевых покрытий», в частности, материалы главы 5 «Анализ контактно-усталостной прочности наплавленных лазером покрытий из сплавов на хромоникелевой основе» используются в курсе лекций по дисциплине «Лазерное модифицирование поверхности», входящей в образовательную программу «Лазерные, аддитивные и упрочняющие технологии» (направление «Лазерная техника и лазерные технологии») кафедры литейного производства и упрочняющих технологий (ЛПиУТ) департамента металлургии и металловедения Института новых материалов и технологий (ИНМТ) ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина».

Директор ИНМТ,  
д.т.н., профессор



Заведующий кафедрой ЛПиУТ,  
д.т.н., доцент

О.Ю. Шешуков

А.В. Сулицин